АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНСКОЙ ССР
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
им. Г. В. КАРПЕНКО

# МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ и ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

**СПРАВОЧНОЕ ПОСОБИЕ В ЧЕТЫРЕХ ТОМАХ**

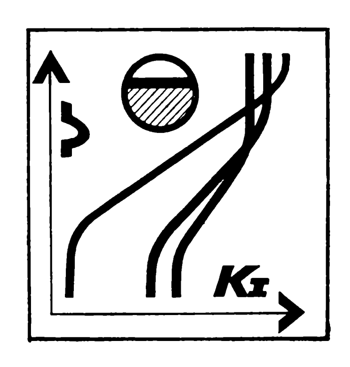
Под общей редакцией академика АН УССР В. В. ПАНАСЮКА

КИЕВ НАУКОВА ДУМКА 1988—1990




О.Н. РОМАНИВ, С.Я. ЯРЕМА,
Г.Н. НИКИФОРЧИН,
Н.А. МАХУТОВ, М.М. СТАДНИК

# УСТАЛОСТЬ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ




КИЕВ НАУКОВА ДУМКА 1990

УДК 669.539

**Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие:** 4 т. / Под общей ред. Панасюка В. В.— Киев : Наук. думка, 1988—1990.— ISBN 5-12-000300-1.

Т. 4. : Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / Романив О. Н., Ярема С. Я., Никифорчин Г. Н. и др.— 1990.— 680 с.— ISBN 5-12-000489-Х.

Изложены основополагающие сведения о закономерностях усталостного разрушения, рассматриваемого с учетом сопротивления зарождению и распространению трещины. Приведены систематизированные данные о влиянии параметров циклического нагружения, температурного и структурного факторов, а также агрессивных сред на распространение усталостных трещин в металлах и сплавах. Представлены методы оценки характеристик циклической трещиностойкости материалов, а также расчеты на прочность и долговечность элементов конструкций с трещинами в заданных условиях эксплуатации.

Для научных и инженерно-технических работников, занимающихся разработкой новых материалов, расчетами на прочность машин и сооружений; пособие будет полезно преподавателям и студентам, специализирующимся в области физики прочности и механики разрушения конструкционных материалов.

Ил. 473. Табл. 65. Библиогр.: с. 627—674.

Ответственный редактор *А. Е. Андрейкив*

Печатается по постановлению ученого совета
Физико-механического института АН УССР
и решению редакционной коллегии
справочной литературы АН УССР

Редакция справочной литературы

Заведующий редакцией *В. В. Панюков*

Редактор *Г. М. Ледяева*

М $\frac{2004030000\text{-}017}{М221(04)\text{-}90}$ подписное

ISBN 5-12-000489-Х (Т.4)
ISBN 5-12-000300-1

# ОГЛАВЛЕНИЕ

От авторов . . . . . . . . . . . . . . . . . 9

Основные обозначения и принятые сокращения 11

Глава 1. **Прочность и выносливость материалов при циклическом нагружении** . . . . . . . . . . . . . . . . 13

1.1. Вводные представления об усталости конструкционных материалов . . . . . . . . . . . . . . . . . 13
1.2. Методики и устройства для испытаний на усталость . . . 20
1.3. Влияние на выносливость условий нагружения . . . . 29
1.4. Влияние на выносливость вида и особенностей напряженного состояния в изделиях . . . . . . . . . . . 38
1.5. Влияние на усталость концентрации напряжений и масштабного фактора . . . . . . . . . . . . . 42
1.6. Влияние состояния поверхностных слоев . . . . . . 48
1.7. Коррозионная усталость металлов и сплавов . . . . . 53
1.8. Усталость металлов при статическом нагружении . . . . 60
1.9. Усталость сварных соединений . . . . . . . . . 65

Глава 2. **Усталостные явления и структура конструкционных металлов** . . . . . . . . . . . . . . . . 68

2.1. Закономерности циклического упругопластического деформирования металлов . . . . . . . . . . . . . 68
2.2. Эволюция дислокационной структуры при усталости металлов 77
2.3. Повреждаемость при усталости и инициирование трещин . . 85
2.4. Взаимосвязь периодов зарождения и распространения трещин при усталости металлов . . . . . . . . . . . . 94
2.5. Метод количественной оценки сопротивления зарождению усталостных трещин у концентраторов напряжений . . . . . 100
2.6. Влияние структурных и металлургических факторов на усталость металлов и сплавов . . . . . . . . . . 104
2.7. Усталость различных конструкционных сплавов . . . 110
2.8. Концепции и гипотезы усталостных явлений в металлах и сплавах . . . . . . . . . . . . . . . . . 121

Глава 3. **Фрактография усталостного разрушения металлов и сплавов** . . . . . . . . . . . . . . . . 131

3.1. Общая характеристика строения усталостных изломов . . 131
3.2. Основные элементы микростроения усталостных изломов . . 135
3.3. Модельные представления о механизме формирования усталостных бороздок . . . . . . . . . . . . 138

3.4. Формирование дислокационной структуры в процессе распространения усталостной трещины . . . . . . . . . 143
3.5. Связь микростроения изломов с кинетикой усталостного разрушения . . . . . . . . . . . . . . . . . . . 145
3.6. Количественный фрактографический анализ усталостного разрушения . . . . . . . . . . . . . . . . . 151
3.7. Фрактографический анализ и диагностика усталостного разрушения . . . . . . . . . . . . . . . . . . . 155
3.8. Критерии, регламентирующие распространение трещин в условиях подобия микромеханизмов разрушения . . . . . . 157

Глава 4. **Стадия роста усталостной трещины** . . . . . . 162

4.1. Переход от стадии зарождения к стадии роста усталостной трещины . . . . . . . . . . . . . . . . . 162
4.2. Исходные положения механики роста усталостной трещины 164
4.3. Механическая ситуация в окрестности фронта трещины . . 166
4.4. Геометрия трещины . . . . . . . . . . . 170
4.5. Влияние среды на скорость роста трещины . . . . . . 177
4.6. Кинетические диаграммы усталостного разрушения и факторы, влияющие на них . . . . . . . . . . . . 179
4.7. Эффективный размах, раскрытие в вершине трещины и другие альтернативные параметры разрушения . . . . . . . . 195
4.8. Определение скорости роста усталостной трещины . . . 197
4.9. Аналитическое описание кинетических диаграмм усталостного разрушения . . . . . . . . . . . . . . . . 199
4.10. Характеристики циклической трещиностойкости материалов и их определение . . . . . . . . . . . . . 208
4.11. Математическая модель роста усталостной трещины для определения характеристик циклической трещиностойкости . . . 220

Глава 5. **Методика испытаний материалов на циклическую трещиностойкость** . . . . . . . . . . . . . . . 227

5.1. Общие положения . . . . . . . . . . . 227
5.2. Образцы . . . . . . . . . . . . . 230
5.3. Испытательное оборудование . . . . . . . . 272
5.4. Методы измерения длины трещины . . . . . . . 292
5.5. Планирование и проведение испытаний . . . . . . 303
5.6. Обработка результатов испытания . . . . . . . 314

Глава 6. **Влияние условий нагружения на циклическую трещиностойкость материалов** . . . . . . . . . . . . 325

6.1. Роль асимметрии цикла в субкритическом росте трещин усталости . . . . . . . . . . . . . . . . . 325
6.2. Фактор нестабильности нагружения и циклическая трещиностойкость сплавов . . . . . . . . . . . . . 329
6.3. Влияние частоты и формы цикла нагружения . . . . 333
6.4. Влияние температуры испытаний на циклическую трещиностойкость металлов . . . . . . . . . . . . . . 337
6.5. Влияние размера и геометрии образцов . . . . . . 354
6.6. Особенности распространения коротких усталостных трещин 359

Глава 7. **Влияние структурных факторов на сопротивление росту трещин в конструкционных сплавах при циклическом нагружении** 368

7.1. Структура и циклическая трещиностойкость сплавов. Разрушение однофазных материалов . . . . . . . . . . 368

7.2. Влияние упрочнения холодным деформированием . . . 371
7.3. Твердорастворное и дисперсионное упрочнение. Структурное охрупчивание, обусловливающее межзеренное разрушение и деформационное двойникование . . . . . . . . . . . . . 379
7.4. Роль углерода в сталях и фактор термического упрочнения 381
7.5. Закономерности формирования порогов усталости . . . 388
7.6. Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения . . . . . . . . . . . . . . 392

Глава 8. **Закрытие трещин и его влияние на циклическую трещиностойкость сплавов** . . . . . . . . . . . 401

8.1. Проявления и механизмы закрытия усталостных трещин . . 401
8.2. Влияние условий эксплуатации на закрытие и кинетику трещин усталости в конструкционных материалах . . . . . 410
8.3. Закрытие трещин и структура конструкционных сплавов . . 420
8.4. Структурная концепция порогов усталости . . . . . 425

Глава 9. **Коррозионно-циклическая трещиностойкость металлических материалов** . . . . . . . . . . . . 427

9.1. Методические особенности определения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов . . . . . . . . 427
9.2. Коррозионно-циклическая трещиностойкость высокопрочных сталей . . . . . . . . . . . . . . . 434
9.3. Коррозионно-циклическая трещиностойкость сталей низкой и средней прочности . . . . . . . . . . . . . 438
9.4. Факторы, определяющие коррозионно-циклическую трещиностойкость конструкционных сталей . . . . . . . . 442
9.5. Влияние электрохимической ситуации в вершине трещины на кинетику роста трещин. Построение инвариантных диаграмм циклической трещиностойкости сплавов . . . . . . . . . 447
9.6. Коррозионно-циклическая трещиностойкость титановых и алюминиевых сплавов . . . . . . . . . . . . 452
9.7. Пороги коррозионно-циклической трещиностойкости и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов . . . 455
9.8. Расчетные модели для оценки кинетики коррозионного роста трещин . . . . . . . . . . . . . . . 465
9.9. Методы повышения коррозионно-циклической трещиностойкости сталей и сплавов . . . . . . . . . . . . 471

Глава 10. **Трещиностойкость материалов при коррозионно-статическом нагружении** . . . . . . . . . . . 478

10.1. Методики определения параметров коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных материалов . . . . . 478
10.2. Морфология коррозионных трещин и методы оценки ее влияния на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины 483
10.3. Механизмы коррозионного роста трещин в конструкционных сталях . . . . . . . . . . . . . . . 490
10.4. Масштабный эффект при оценке коррозионно-статической трещиностойкости сталей . . . . . . . . . . 496
10.5. Кинетические диаграммы растрескивания конструкционных сталей . . . . . . . . . . . . . . . 498
10.6. Пороги коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных материалов . . . . . . . . . . . 503
10.7. Некоторые способы повышения коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных сталей . . . . . . . 516

**Глава 11. Циклическая трещиностойкость сплавов в газообразных средах** . . . . . . . . . . . . . . . 522

11.1. Влияние состава и параметров газообразных сред . . . 522
11.2. Учет закрытия усталостных трещин при определении циклической трещиностойкости материалов в газах и вакууме . . . 533
11.3. Структурная чувствительность параметров циклической трещиностойкости конструкционных сталей к воздействию водорода и других газообразных сред . . . . . . . . . . . 536
11.4. Механизмы влияния газообразных сред на кинетику развития усталостных трещин . . . . . . . . . . . 542

**Глава 12. Механика малоциклового разрушения материалов** . 549

12.1. Особенности напряженно-деформированного состояния около трещин при упругопластическом деформировании . . . 549
12.2. Диаграммы деформирования при малоцикловом нагружении 556
12.3. Напряженно-деформированные состояния в зонах концентрации . . . . . . . . . . . . . . . 565
12.4. Перераспределение пластических деформаций в зонах трещин при малоцикловом нагружении . . . . . . . . 574
12.5. Деформационные критерии развития трещин при малоцикловом нагружении . . . . . . . . . . . . 583

**Глава 13. Применение механики разрушения для прогнозирования работоспособности инженерных конструкций** . . . . . 592

13.1. Основные предпосылки и исходные соотношения . . . . 592
13.2. Определение долговечности железнодорожных рельсов с дефектами типа трещин . . . . . . . . . . . 597
13.3. Оценка работоспособности несущих рам сельскохозяйственных машин с позиций их трещиностойкости . . . . . . . . 604
13.4. Определение хрупкой прочности и долговечности крупных опорных валков прокатных станов . . . . . . . . . 607
13.5. Применение аппарата нелинейной механики разрушения к определению долговечности труб с поверхностными трещинами . 617

**Список литературы** . . . 627

**Предметный указатель** . . . . . . . . . . . . 675

# ОТ АВТОРОВ

На всех этапах развития техники усталость конструкционных материалов неизменно остается одной из главных причин аварийных разрушений и отказов машин, аппаратов и сооружений. Это обусловливает большой интерес исследователей к указанной проблеме и обширные систематические научные изыскания, начатые более ста лет назад А. Велером и продолженные его многочисленными последователями.

В науке сложились представления об усталости как о явлении со сложной физической природой, которая определяется многими факторами: сопротивлением усталостному разрушению структуры материалов, условиями и способом нагружения, свойствами материалов и поверхностного слоя, масштабом и геометрией изделий, асимметрией, частотой и формой цикла нагружения, эксплуатационными, в том числе коррозионными, средами и другими параметрами, регламентирующими несущую способность и долговечность машин и конструкций при циклическом нагружении.

Принято считать, что разрушение связано с возникновением и распространением трещин. Эти две стадии усталостного разрушения существенно отличаются между собой по степени изученности физических закономерностей, необходимых для построения количественной теории как основы научно аргументированных расчетов на прочность и долговечность. Значительный прогресс, достигнутый в последнее время по проблеме разрушения, стал возможен, прежде всего, благодаря успехам механики разрушения. Так, на основе использования представлений о коэффициентах интенсивности напряжений и связанных с ними инвариантных характеристиках трещиностойкости материалов был создан количественный базис для расчетов на прочность и долговечность изделий на стадии распространения трещин.

Механика разрушения изучает силовые и деформационные условия возникновения предельных состояний, соответствующих разрушению, в изделиях и материалах, используемых для их изготовления, в связи с наличием в них дефектов типа трещин, а также закономерности субкритического роста последних при воздействии распределенных во времени нагружений. Наиболее эффективно с практической точки зрения применение подходов механики разрушения в линейном варианте, когда разрушение протекает при достижении малых пластических деформаций. Таким условиям удовлетворяют разрушения от усталости, которые связаны с постоянным исчерпанием пластичности материалов при повторном нагружении.

В последние два десятилетия исследования в области механики усталостного разрушения ведутся особо интенсивно, о чем свидетельствует, прежде всего, большой удельный вес работ в этой отрасли, представляемых на различных международных конференциях и особенно последних международных конгрессах по разрушению (ICF5, Канны, 1980 г., ICF6, Нью-Дели, 1984 г.). С позиций механики разрушения и под воздействием ее раз-

вития за последние годы проведен ряд международных конференций по проблемам прочности, в том числе две специальные, положившие начало регулярным международным форумам по механике усталостного разрушения (Стокгольм, 1981 г., Бирмингем, 1984 г., Шарлотсвилл, 1987 г.). Необходимо отметить большую работу, проведенную в нашей стране, в частности, по нормализации и стандартизации методов испытаний на циклическую трещиностойкость металлов и сплавов с целью обеспечения при научных исследованиях и аттестации материалов адекватных, достоверных данных об их сопротивлении усталости. На основе широкого применения кинетических диаграмм усталостного разрушения к настоящему времени выполнено огромное количество работ, посвященных изучению феноменологии и закономерностей роста усталостных трещин в связи с влиянием условий нагружения, структуры и свойств материалов, геометрии изделий, воздействием окружающей среды и т. п. Методология механики усталостного разрушения успешно распространяется на изучение процессов усталости при статическом нагружении в связи с воздействием коррозионных сред и водородным охрупчиванием металлов и сплавов. К числу важных инженерных приложений механики усталостного разрушения относится развитие методов расчета на долговечность изделий и конструкций.

При составлении четвертого тома справочного пособия авторами сделана попытка подвести итоги состояния проблемы усталостного разрушения на данном этапе ее развития с учетом огромного фактического материала, имеющегося на сегодня в мировой, преимущественно периодической, научно-технической литературе. Особое место отведено работам, выполненным в Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР, где интенсивные исследования по рассматриваемой проблеме ведутся в течение двух последних десятилетий как с позиций структурной механики разрушения, так и в области изучения общих закономерностей и методологии построения кинетических диаграмм усталостного разрушения. Учитывая весьма внушительный объем информации о закономерностях распространения усталостных трещин, а также справочную направленность настоящего издания, авторы старались подбирать фактический и иллюстративный материал таким образом, чтобы отразить прежде всего тенденции в установленных закономерностях, а также во влиянии тех или иных рассматриваемых факторов. Закономерности усталости и распространения трещин авторы рассматривали с позиций металловедения, с учетом влияния структуры и металлургических факторов, а также микромеханизмов разрушения, поскольку такой подход представляется им весьма важным для инженерного использования результатов исследований с целью обеспечения эффективной и безопасной эксплуатации конструкционных материалов.

Главы 1—3, 6—8 написаны О. Н. Романивым, 4 и 5 — С. Я. Яремой, 9—11 — Г. Н. Никифорчиным, 12 — Н. А. Махутовым, 13 — М. М. Стадником. В издании использованы научные результаты ряда сотрудников отделов структурной механики разрушения и физических основ прочности Физико-механического института им. Г. В. Карпенко АН УССР.— кандидатов технических наук А. Н. Ткача, Ю. В. Зимы, В. Н. Симиньковича, О. П. Осташа, И. Н. Дмытраха, А. З. Студент, Б. Н. Андрусива, Ю. Н. Ленца, А. В. Вольдемарова, О. Д. Зинюка, В. В. Поповича, Л. С. Мельничка, А. Т. Цирульника и Л. Ю. Козака.

При написании главы 13 использованы результаты исследований А. Е. Андрейкива и методика, развитая им при разработке ресурсных расчетов. Большая работа по техническому оформлению тома выполнена О. А. Бегал, Н. Г. Биднык, И. Г. Мадай, Б. А. Карпинским.

Авторы признательны ответственному редактору члену-корреспонденту АН УССР А. Е. Андрейкиву, рецензентам докторам технических наук В. С. Ивановой и В. И. Труфякову за ценные замечания, способствовавшие улучшению содержания справочного пособия.

# ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ И ПРИНЯТЫЕ СОКРАЩЕНИЯ *

ВТМО — высокотемпературная термомеханическая обработка
ГПУ — гексагональная плотноупакованная (решетка)
ГЦК — гранецентрированная кубическая (решетка)
ЗР — задержанное разрушение
ЗТ — закрытие трещины
ЗТО — закрытие трещины, обусловленное оксидообразованием
ЗТП — закрытие трещины, обусловленное пластичностью
ЗТШ — закрытие трещины, обусловленное шероховатостью
КДР — кинетическая диаграмма растрескивания
КДУР — кинетическая диаграмма усталостного разрушения
КИН — коэффициент интенсивности напряжений
КР — коррозионное растрескивание
НТМО — низкотемпературная термомеханическая обработка
ОЦК — объемно-центрированная кубическая (решетка)
ПЗ — пластическая зона около фронта трещины
РУТ — рост усталостных трещин
СРТ — субкритический рост трещин
УПС — устойчивые полосы скольжения
ФПВ — физический предел выносливости
ХВП — хрупковязкий переход
ЦТ — циклическая трещиностойкость
ЭДУ — энергия дефектов упаковки
$C$ — коэффициент уравнения Пэриса
$E$ — модуль упругости
$f$ — частота циклов
$G$ — модуль сдвига
$K$ — коэффициент интенсивности напряжений
$K^*$ — коэффициент интенсивности напряжений, соответствующий $v = 10^{-7}$ м/цикл
$K_I$ — коэффициент интенсивности напряжений для трещины отрыва (тип I) при статическом нагружении и предельном стеснении пластических деформаций
$K_c$ — критический коэффициент интенсивности напряжений при статическом нагружении в условиях плосконапряженного состояния
$K_{Ic}$ — критический коэффициент интенсивности напряжений для трещины отрыва (тип I) при статическом нагружении и предельном стеснении пластических деформаций (вязкость разрушения)
$K_{fc}$ — критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (циклическая вязкость разрушения)
$K_m$ — средний коэффициент интенсивности напряжений цикла
$K_{max}$ — максимальный коэффициент интенсивности напряжений цикла

* Обозначения, касающиеся размеров и геометрии образцов, используемых для усталостных испытаний, приведены отдельно в гл. 4.

$K_{min}$ — минимальный коэффициент интенсивности напряжений цикла
$K_{Iscc}$ — пороговый коэффициент интенсивности напряжений при коррозионно-статическом растрескивании
$K_{th}$ — пороговый коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (порог усталости)
$K_{thc}$ — пороговый коэффициент интенсивности напряжений материала в коррозионной среде
$\Delta K$ — размах коэффициента интенсивности напряжений цикла
$\Delta K^*$ — размах коэффициента интенсивности напряжений, соответствующий $v = 10^{-7}$ м/цикл
$\Delta K_{eff}$ — эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений
$\Delta K_{th}$ — пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений цикла (порог усталости)
$\Delta K_{theff}$ — эффективный порог усталости
$K_\sigma$ — эффективный коэффициент концентрации напряжений
$l$ — длина боковой или полудлина внутренней трещины (в случае полуэллиптической трещины размеры $a$ и $b$ — см. гл. 13)
$N$ — циклическая долговечность (число циклов до разрушения)
$N_з$ — период зарождения (число циклов, соответствующее образованию трещины)
$N_р$ — период распространения (число циклов, соответствующее периоду роста трещины)
$n$ — степенной показатель в уравнении Пэриса
$P$ — прикладываемая сила, сосредоточенная нагрузка
pH — водородный показатель среды
$q_\sigma$ — коэффициент чувствительности к концентрации напряжений
$R$ — коэффициент асимметрии цикла напряжений
$T_х$ — критическая температура хрупкости, порог хладноломкости
$v$ — скорость роста трещины
$\alpha_\sigma$ — теоретический коэффициент концентрации нормальных напряжений
$\delta$ — раскрытие трещины
$\varepsilon$ — деформация
$\varepsilon_a$ — амплитуда деформаций цикла
$\mu$ — коэффициент Пуассона
$\sigma$ — нормальное напряжение
$\sigma_a$ — амплитуда напряжений цикла
$\sigma_в$ — предел прочности (временное сопротивление)
$\sigma_m$ — среднее напряжение цикла
$\sigma_{max}$ — максимальное напряжение цикла
$\sigma_{min}$ — минимальное напряжение цикла
$\sigma_R$ — предел выносливости, соответствующий коэффициенту асимметрии $R$
$\sigma_т$ — физический предел текучести
$\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести
$\sigma_{-1}$ — предел выносливости при симметричном цикле напряжений
$\tau$ — касательное напряжение
$\tau_{-1}$ — предел выносливости при симметричном цикле касательных напряжений
$\varphi$ — электродный потенциал

ГЛАВА 1

# ПРОЧНОСТЬ И ВЫНОСЛИВОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

## 1.1. Вводные представления об усталости конструкционных материалов

Понятие «усталость конструкционных материалов» возникло в XIX ст. по аналогии с понятием усталости живых организмов для характеристики повреждаемости и разрушения конструкционных материалов под воздействием длительных, распределенных во времени нагрузок.

С усталостью как технической проблемой ученые и практики столкнулись при эксплуатации паровых машин, детали которых подвергались циклическим нагрузкам. Первые испытания металлов на усталость провел В. Альберт в 1830 г., а сам термин усталость, по-видимому, был введен в 1839 г. Дж. Пончелотом при чтении лекций в Технической школе Парижа Однако впервые систематически усталость металлов под воздействием циклически прикладываемых нагрузок исследовал А. Велер в 1852—70 гг. Им было создано несколько видов машин для испытания на усталость и предложена методика определения долговечности материала в образцах в зависимости от амплитуды прикладываемых напряжений. Как показал А. Велер, с понижением амплитуды прилагаемых напряжений долговечность (обычно измеряемая в циклах) увеличивается, при этом в конечном счете обнаруживается также максимальное напряжение, при котором разрушение не происходит, независимо от количества циклов приложенной нагрузки. Указанный уровень безопасных напряжений называется пределом выносливости.

Со времен А. Велера интерес к проблеме усталости несоизмеримо вырос. Так, согласно Б. Либертини, в 1880—1940-е годы обнаружено 150 публикаций, посвященных усталости металлов, в 1940—60-е в связи с бурным развитием техники опубликовано 3500 работ в этой области, в 1960—70-е их количество превысило 7000. Но несмотря на большие успехи в изучении закономерностей усталости и развитие технологических приемов повышения выносливости материалов и изготавливаемых из них конструкций, количество аварийных разрушений по причине усталости по-прежнему значительно. Это объясняется усложнением условий эксплуатации и интенсификацией режимов эксплуатации современных машин и конструкций.

Большой толчок дальнейшим исследованиям в указанном направлении объясняется развитием методологии механики усталостного разрушения. С использованием последней проведено огромное количество работ новейшего периода. Сказанное не означает, что новый подход с позиций механики разрушения исчерпывает проблему усталости. Для ее решения наиболее эффективен междисциплинарный подход с учетом представлений физики металлов и металловедения, которые приобретают особое значение при анализе процессов образования трещин при усталости металлов.

**Основные определения**. Усталость металлов — это постепенное накопление его повреждений под воздействием циклических нагружений, обусловливающее образование и распространение трещины и заканчивающееся разрушением. Выносливость — это способность металла противостоять

усталости и выдерживать при заданном уровне напряжений определенное количество циклов нагружения до разрушения.

Усталость как универсальное явление снижения несущей способности материалов наблюдается в первую очередь при воздействии повторных, циклически изменяющихся нагрузок (характерных для многочисленных технических объектов и машин, особенно с вращающимся приводом) и в коррозионных средах (такая усталость именуется коррозионной). Однако для некоторых материалов, особенно в присутствии активных, например коррозионных, сред усталость проявляется (растрескивание) при воздействии длительных статических нагружений. Усталостное разрушение происходит обычно внезапно, зачастую без видимых признаков повреждаемости на поверхности нагружаемых изделий.

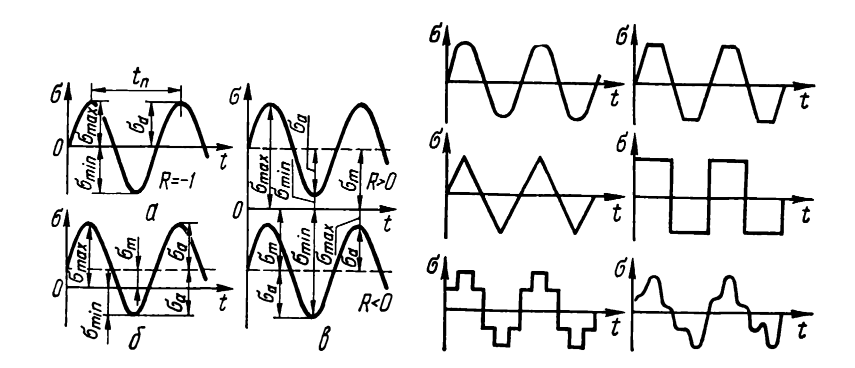



Рис. 1.1. Синусоидальные циклы напряжений:

*а* — симметричный знакопеременный; *б* — асимметричный знакопеременный; *в* — знакопостояннный (пульсирующий).

Рис. 1.2. Различные формы циклов напряжений.

Несмотря на сложность условий эксплуатации, для современных технических объектов и машин наиболее распространен синусоидальный цикл нагружения (рис. 1.1). Он характеризуется во времени периодом $t_п$ и амплитудой напряжений цикла $\sigma_a$. Кроме симметричного знакопеременного цикла напряжений (рис. 1.1, *а*) используется асимметричный, который может быть как знакопеременным (рис. 1.1, *б*), так и знакопостоянным (пульсирующим, рис. 1.1, *в*). Для асимметричного цикла в соответствии с рис. 1.1 устанавливаются следующие зависимости между коэффициентом асимметрии цикла $R$ и напряжениями, характеризующими условия нагружения:

$$R = \sigma_{min}/\sigma_{max}; \qquad \sigma_m = 0{,}5\,(\sigma_{max} + \sigma_{min}); \qquad \sigma_a = 0{,}5\,(\sigma_{max} - \sigma_{min}). \tag{1.1}$$

В формулах (1.1) следует принимать алгебраические, а не абсолютные значения величин. При характеристике условий нагружения в качестве дополнительного параметра также часто используют размах напряжений, равный $2\sigma_a$.

Важной характеристикой циклического нагружения является частота цикла. В соответствии с существующими способами испытаний на вынос-

ливость и реальными условиями эксплуатации машин и сооружений деление испытаний по частоте нагружения следующее:

| | |
|---|---|
| Квазистатическое нагружение | $f<0{,}1$ Гц |
| Низкочастотное нагружение | $0{,}1$ Гц $<f<10$ Гц |
| Среднечастотное нагружение | $10$ Гц $<f<100$ Гц |
| Высокочастотное нагружение | $100$ Гц $<f<10\,000$ Гц |
| Область ультразвуковых частот нагружений | $f>10\,000$ Гц |

Кроме наиболее распространенной в технических объектах синусоидальной формы цикла могут встречаться и другие типы циклов (рис. 1.2), в том числе зубовидный (треугольный), трапециевидный, прямоугольный и др. Вместе с тем во многих машинах при наличии сложных источников возбуждения колебаний нагружение носит полигармонический характер, который может быть воспроизведен лишь в условиях испытаний с программным нагружением.

Эксплуатационное нагружение по характеру создаваемого в изделиях напряженного состояния бывает весьма сложным, однако обычно выделяют доминирующий тип нагружения и соответствующее ему напряженное состояние. К наиболее часто встречающимся типам нагружения, применительно к которым создаются испытательные машины, относятся: чистый и поперечный изгибы, осевое растяжение (сжатие), кручение, нагружение внутренним давлением при наложении гидростатического давления, комбинированные виды нагружения с целью воспроизведения различных сложнонапряженных состояний. Для характеристики условий испытаний кроме воспроизводимых в образце или детали нормальных $\sigma$ и касательных $\tau$ напряжений используют коэффициент жесткости напряженного состояния $\varkappa = \tau/\sigma$.

При испытаниях на усталость, а также во время эксплуатации могут быть использованы два существенно различающихся вида нагружения: с заданным размахом нагрузки — мягкое нагружение, с заданным размахом деформации — жесткое нагружение. Различия в результатах испытаний при указанных двух видах нагружения возрастают по мере повышения уровня напряжений — в области упругопластического деформирования.

**Диаграммы усталости металлов.** Основным, базисным документом, дающим представление о сопротивлении усталостному разрушению исследуемого материала в изделии или в образце, служит диаграмма усталости (или кривая Велера). Она строится на основании использования 8—10 и более образцов, испытанных при различных напряжениях $\sigma$ с соблюдением идентичности частоты, формы цикла и коэффициента асимметрии $R$. Диаграмма усталости носит обычно специфический асимптотический характер с выходом ее нижней части на уровень напряжений, при котором деталь или образец не разрушается (рис. 1.3). Указанное максимальное напряжение $\sigma_R$, соответствующее заданной базе испытаний, называется пределом выносливости. При симметричном цикле нагружения предел выносливости обычно обозначается $\sigma_{-1}$ (индекс от значения коэффициента асимметрии цикла $R = -1$). Диаграммы усталости наиболее часто строятся в координатах $\sigma - \lg N$ и значительно реже в координатах $\sigma - N$ или $\lg \sigma - \lg N$. В координатах $\sigma - \lg N$ диаграмма усталости для многих металлов приближенно представляется двумя ломанными линиями, однако встречаются и другие типы диаграмм усталости, в том числе с разрывом кривой (рис. 1.4). Такие переломы или разрывы на наклонном участке диаграммы отражают специфику перехода из области малоцикловой усталости в область многоциклового разрушения.

Для ряда материалов (техническое железо, низкоуглеродистая сталь, титановые сплавы) существует физический предел выносливости (ФПВ), который может быть определен на базе испытаний $5 \cdot 10^6$—$10^7$ циклов. В этом случае предел выносливости $\sigma_{-1}$ соответствует асимптоте, к которой стремится нижняя ветвь зависимости $\sigma$ — $N$. Вместе с тем для многих сплавов диаграмма усталости не носит асимптотического характера, и в области многоциклового нагружения происходит монотонное снижение кривой зависимости $\sigma$ — $\lg N$, что требует в ряде случаев увеличения в интересах практики базы испытаний до $10^8$ или даже $5 \cdot 10^8$ циклов. Отсутствие ФПВ характерно для усталости металлов в коррозионных средах, а проявление этой особенности опосредствовано временным фактором.

Рис. 1.3. Стадии процессов усталости:

I — упрочнение, разупрочнение; II — зарождение трещины; III — распространение трещины.

До недавнего времени участку диаграммы, соответствующему усталости при весьма малом количестве циклов нагружения, исследователи не уделяли надлежащего внимания. Однако сейчас в ряде случаев в связи со спецификой эксплуатации многих изделий строятся так называемые полные диаграммы усталости, для которых начало координат соответствует 1/4 цикла нагружения и напряжению статического разрыва. В общем случае полная диаграмма усталости имеет вид, как на рис. 1.5. В верхней части расположена область квазистатической усталости, именуемая еще областью циклической ползучести. При напряжениях, превышающих динамический предел текучести, находится область малоцикловой усталости. Область ограниченной выносливости при ресурсе, превышающем $5 \cdot 10^4$ циклов, относится к многоцикловой усталости. С помощью корректных статистических оценок был выявлен разрыв диаграммы усталости на стыке мало- и многоцикловой областей, что свидетельствует о смене механизма усталостного разрушения. Причиной наблюдаемых разрывов на кривых усталости кроме смены механизма может также послужить смена характе-

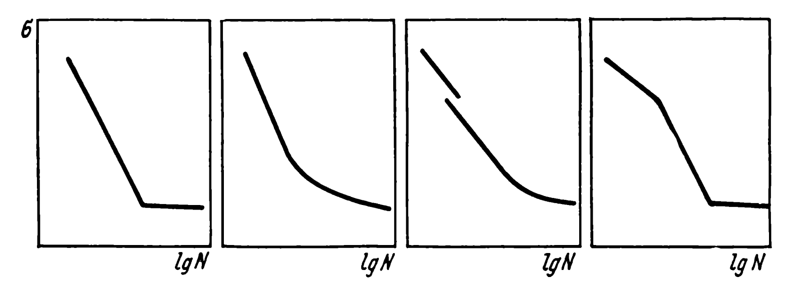



Рис. 1.4. Основные типы диаграмм усталости.

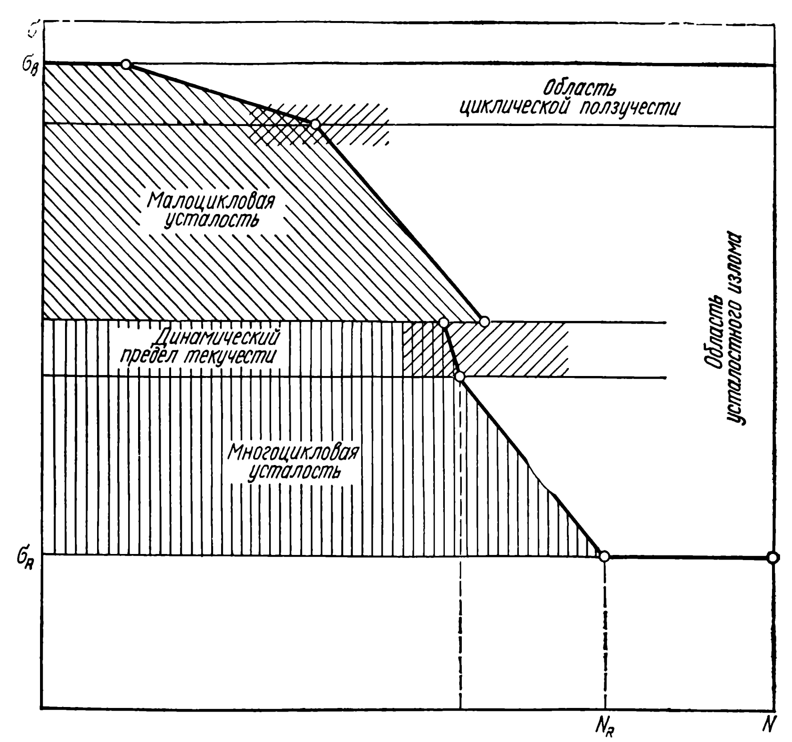



Рис. 1.5. Схематическое изображение полной диаграммы усталости [1].

ра напряженного состояния в связи с изменением уровня приложенных напряжений.

В итоге исследований, получивших интенсивное развитие с 1950-х годов, возникли представления об усталости как сложном физическом процессе, сопряженном с накоплением циклической деформации. Влияние циклирования на свойства и субструктуру металлов и сплавов особенно заметно в малоцикловой области в связи с неупругим поведением материала, которое проявляется в образовании на зависимости «напряжение σ—деформация ε» в пределах каждого цикла петли гистерезиса. Упругопластическая приспосабливаемость материала в процессе циклических испытаний и рассеяние энергии при циклировании играют важную роль в сопротивлении материалов усталостному разрушению [2].

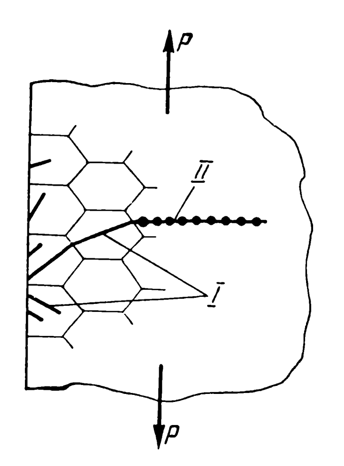
Вследствие циклического нагружения в металле накапливается повреждаемость, которая проявляется по-разному в различных диапазонах прикладываемых напряжений, соответствующих области мало- и многоцикловой усталости (более подробно см. гл. 2 данного тома). Процесс усталости делится на три стадии:

I — протекание в металле процессов упрочнения, а также разупрочнения, которые могут иметь различные закономерности в зависимости от природы металла и условий нагружения;

II — образование трещин в небольших приповерхностных объемах металла, сопровождающееся возникновением концентраторов напряжений в этих объемах;

III — распространение трещин (трещины), которое заканчивается полным разрушением образца или изделия.

Схематическое представление интервалов долговечности, соответствующих указанным стадиям, приведено на рис. 1.3. В связи с тем что механика разрушения изучает преимущественно третью стадию усталости, в литературе [3] также встречается деление процесса усталости на две стадии: зарождения трещины (ей соответствует количество циклов $N_з$) и распространения ее ($N_р$). Относительная продолжительность стадии распространения трещины $N_р$ в полной долговечности изделия $N$ может изменяться в широких пределах (от 5 до 95 %) и зависит от природы и структуры материала, относительного уровня прикладываемых напряжений, характера



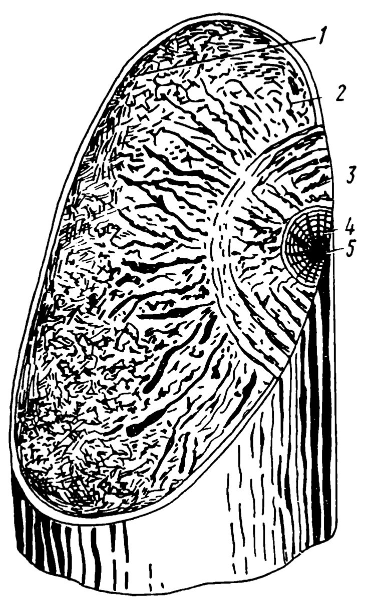




Рис. 1.6. Две стадии распространения трещин усталости.

Рис. 1.7. Схема строения усталостного излома:

1 — зона долома; 2 — участок ускоренного развития; 3 — зона СРТ; 4 — очаговая зона; 5 — фокус излома.

напряженного состояния (в том числе исходной концентрации напряжений), активности рабочей среды и других факторов.

Поскольку зарождение усталостной трещины определяется накоплением микропластической деформации, стадия образования трещины у большинства металлов и сплавов со средней и высокой пластичностью контролируется уровнем возникающих при нагружении касательных напряжений. Таким образом, интенсивное образование микротрещины усталости наблюдается в глубине плоскостей скольжения по направлению максимальных касательных напряжений. В свою очередь, распространение образовавшейся магистральной трещины связано с переориентацией плоскости декогезии в плоскость максимальных нормальных напряжений (рис. 1.6.). На этом свойстве базируется один из методов разделения стадии инициирования и распространения трещины усталости.

Важным средством исследования процесса усталости является изучение усталостных изломов (фрактография усталостного разрушения) [4, 5].

Первый этап исследования излома — макрофрактографический анализ, второй (часто) — микрофрактографическое исследование отдельных участков излома с применением оптических и электронных микроскопов. Усталостный излом имеет характерные признаки, отличающие его от изломов другого происхождения. В нем обычно удается визуально выделить, как правило, один фокус излома (поз. *5* на рис. 1.7) — малую, локальную, зону, в которой возникает начальная трещина. К фокусу примыкает немногим бóльшая очаговая зона *4*, которая в связи с особой дисперсностью рельефа четко отличается от остальной части излома. За ней следует зона субкритического подрастания трещины *3*, которая содержит, как правило, эквидистантные усталостные линии — следы фронта продвижения трещины. Эта зона заканчивается участком ускоренного развития трещины *2*, который переходит в зону долома *1*. Последняя занимает остальную часть излома и отличается микростроением хрупкого типа, характерным для кратковременного разрушения. Такие особенности присущи в первую очередь изломам, образованным при многоцикловом нагружении, в малоцикловой области участок кратковременного долома имеет следы значительных пластических деформаций. Подробный анализ особенностей строения усталостных изломов и микрофрактографических особенностей развития трещин усталости содержится в гл. 3 данного тома.



Рис. 1.8. Зависимости длины усталостной трещины от числа циклов нагружения (*а*) и КДУР (*б*).

**Кинетические диаграммы усталостного разрушения.** Для описания стадии распространения усталостной трещины в настоящее время широко используются инструментарий и методы механики разрушения, базирующиеся на представлениях о коэффициентах интенсивности напряжений (КИН) как основном факторе, контролирующем распространение усталостной трещины. Благодаря имеющимся методам измерения длины трещины $l$ можно производить исследования кинетики РУТ, изменяя количество циклов нагружения. При заданных условиях нагружения (амплитуда размаха прикладываемых нагрузок, длина распространяющейся трещины в образце, известная асимметрия цикла) зависимости длины усталостной трещины от числа циклов нагружения обычно имеют вид, как на рис. 1.8, *а*. Дифференцирование таких зависимостей дает текущие значения скорости распространения трещины $v = \dfrac{dl}{dN}$. Очевидно, что каждой длине трещины при заданной нагрузке на образец с трещиной соответствует определенное значение размаха КИН $\Delta K$ и среднего КИН $K_m$ (статической составляющей). Это позволяет при исследовании кинетики РУТ строить зависимости $v$ от $\Delta K$ при заданных условиях нагружения (асимметрии цикла, частоте нагружения и т. п.). Такие зависимости, имеющие весьма важное значение для анализа сопротивления материалов распространению усталостных трещин, называются кинетическими диаграммами усталостного разрушения (КДУР) или диаграммами циклической трещиностойкости (ДЦТ). Типичная КДУР металлических сплавов, построенная в

координатах $v - \Delta K$, схематически представлена на рис. 1.8, *б*. В ряде случаев строят также КДУР в координатах $v - K_{max}$.

КДУР охватывает диапазон КИН, в пределах которого при заданных условиях нагружения в исследуемом материале реализуется СРТ. Слева этот диапазон ограничен пороговым КИН $\Delta K_{th}$, ниже которого СРТ не происходит. Указанный показатель циклической трещиностойкости принято еще называть порогом усталости (fatigue threshold). Справа КДУР ограничивается $\Delta K = K_{fc}(1 - R)$, соответствующим переходу от усталостного роста трещины к спонтанному разрушению. Первоначально полагали, что $K_{fc}$ должен отвечать критическому значению КИН при кратковременном нагружении ($K_c$ или $K_{Ic}$). Однако для многих материалов в зависимости от их структуры, характеристик деформационного циклического упрочнения и динамики процесса усталости $K_{fc}$ могут резко отклоняться в сторону как более низких, так и более высоких значений. В пределах КДУР четко выделяются три участка: I (припороговый) характеризует диапазон низких скоростей СРТ, имеет большое значение при оценке работоспособности изделий, подверженных длительному многоцикловому нагружению; II (средний) может иметь вид прямой, что отражает степенной закон зависимости скорости РУТ от реализуемого уровня КИН, впервые подмеченный П. Пэрисом [6]; III соответствует условиям ускоренного развития усталостной трещины, предшествующим конечному разрушению изделия.

## 1.2. Методики и устройства для испытаний на усталость

В течение более чем столетнего периода исследований циклической прочности металлов и сплавов создан большой арсенал испытательных машин и устройств; совершенствование средств испытаний непрерывно продолжается. Большинство разработанных машин не потеряло своей ценности до настоящего времени и используется в исследовательской практике лабораторий для изучения выносливости конструкционных сплавов. Схема простейшей машины для испытаний образца на консольный изгиб с вращением представлена на рис. 1.9, *а*. В машине усилие *P* через рычажную систему передается на вращающийся цилиндрический образец *1* через зафиксированный на конце образца подшипник *2*. В соответствии с такой схемой нагружения максимальные напряжения и разрушение образца достигаются у его галтели. Привод машины осуществляется обычно от синхронного электродвигателя *3* с частотой 50 или 100 Гц.

По характеру силовых схем нагружения машины для испытаний на усталость делятся на следующие группы [7]: для испытаний на изгиб с вращением; с возбуждением кривошипным механизмом; с возбуждением эксцентриковыми вибраторами; с гидропульсационным возбуждением; с электромагнитным, электродинамическим и магнитострикционным возбуждением; с пневматическим возбуждением. В СССР выпускаются серийно машины для испытаний на усталость при изгибе с вращением, на растяжение — сжатие с инерционным и гидравлическим приводом. В исследовательских лабораториях в настоящее время эксплуатируется также большое количество машин зарубежного производства и машин, выпущенных различными организациями малыми сериями для собственных исследовательских целей.

**Машины для испытаний на изгиб с вращением.** Машины указанного типа принадлежат к числу наиболее распространенных, они были предложены и широко использовались еще А. Велером. На рис. 1.9, *б* показана силовая схема такой машины для испытаний на чистый изгиб с вращением. Образец *1* своими захватами закрепляется в патроны двух шпинделей *4*, *5*, которые получают вращение через муфту *6* от электродвигателя *3*. Шпиндели за счет шарниров *7* могут поворачиваться в плоскости изгиба образца,

а шпиндель *5* при этом еще и перемещаться в осевом направлении. Нагружение образца чистым изгибом обеспечивается за счет весовой нагрузки *P*, передаваемой через рычажную систему. Более простым аналогом такой машины для испытаний на консольный изгиб с поперечной силой является устройство, выполняемое по схеме рис. 1.9, *а*.

Приложение постоянной силы обеспечивает так называемое мягкое, или эластичное, нагружение, однако в ряде исследований необходимо воспроизвести нагружение с приложением постоянной деформации. Для этой цели служат машины, приведенные на рис. 1.9, *в* и *г*, в которых постоян-

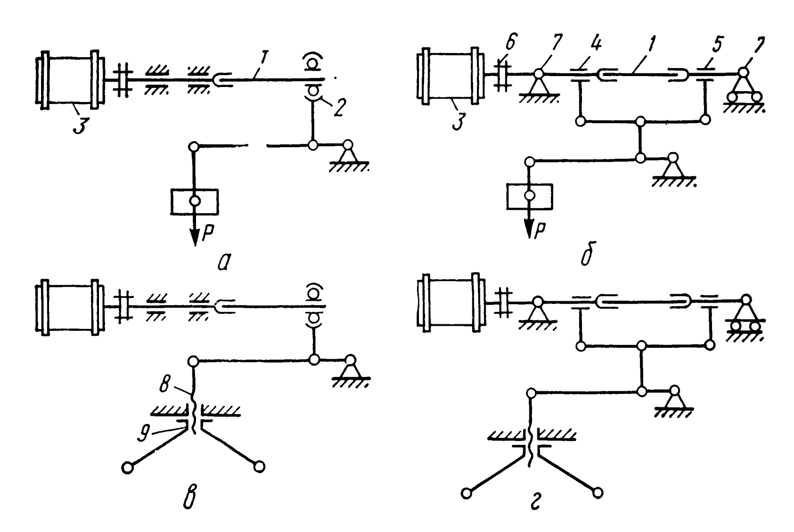



Рис. 1.9. Кинетические схемы машин для испытаний образцов на усталость при консольном (*а*, *в*) и чистом (*б*, *г*) изгибах с вращением:
*1* — образец; *2* — сферический подшипник; *3* — электродвигатель; *4*, *5* — шпиндели; *6* — муфта; *7* — шарнир опоры; *8* — винт; *9* — маховик.

ная сила заменяется жестким упругим элементом, нагружаемым для обеспечения заданной деформации образца через винт *8* с маховиком *9*.

По схеме рис. 1.9, *б* выполнены серийно выпускаемые машины МУИ-6000, МВП-10000, предназначенные для испытаний образцов диаметром 10 мм. В связи с исследованием масштабного фактора усталости и коррозионной усталости созданы также машины для испытаний металлических образцов больших диаметров, в частности ФМИ-30 и ФМИ-50 для испытания стальных образцов диаметром соответственно 30 и 50 мм. В Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР сконструирована уникальная машина УФМИ-200 для испытаний крупногабаритных образцов до 300 мм в диаметре (рис. 1.10). В ней постоянная сила до 10 т, действующая на образцовую обойму, создается сервогидравлической системой с автономной насосной станцией. Машина позволяет воспроизводить натурные условия испытаний различных крупногабаритных корабельных валопроводов, в том числе с учетом явлений фреттинг-усталости.

Испытания на усталость при изгибе с вращением нашли также применение при оценке выносливости высокопрочной проволоки, в том числе стальной после упрочняющей закалки или патентирования [8]. На рис. 1,11, *а* приведена схема установки для испытаний проволоки *1* диа-

Рис. 1.10. Общий вид машин УФМИ-200 для испытаний на усталость крупногабаритных образцов.

метром 0,5—4,0 мм, в которой необходимая деформация образца обеспечивается поворотом на заданный угол $\alpha$ захвата *2*. В соответствии со схемой установки, разработанной В. Н. Геминовым и И. М. Копьевым, заданная деформация (кривизна) проволоки при ее вращении обеспечивается за счет расположения свободного конца испытуемой проволоки *1* в канавке направляющего устройства *3* (рис. 1.11, *б*). Наличие в нем набора канавок с различными радиусами кривизны обеспечивает разные уровни напряжений в проволоке. Направляющее устройство изготавливается обычно из поли-

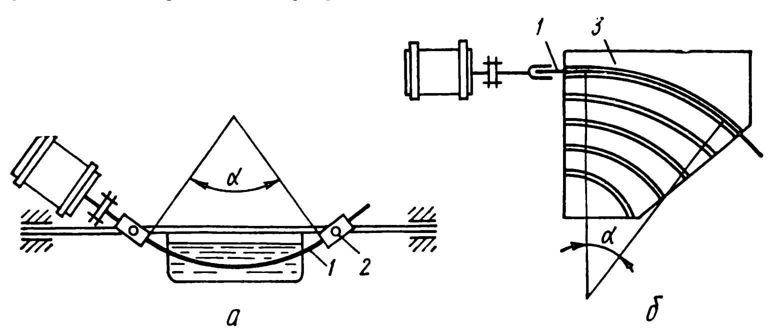



Рис. 1.11. Кинематические схемы машин для испытаний на усталость проволоки при нагружении поворотом захвата (*а*) и изгибом в направляющих канавках (*б*):

*1* — проволочный образец; *2* — захват; *3* — блок направляющих.

мерного материала (фторопласт), что сводит к минимуму влияние на процесс усталости явлений схватывания и фреттинга.

**Машины с возбуждением усилий кривошипным механизмом.** Эта группа машин (рис. 1.12) также весьма широко используется еще с 1930-х годов,

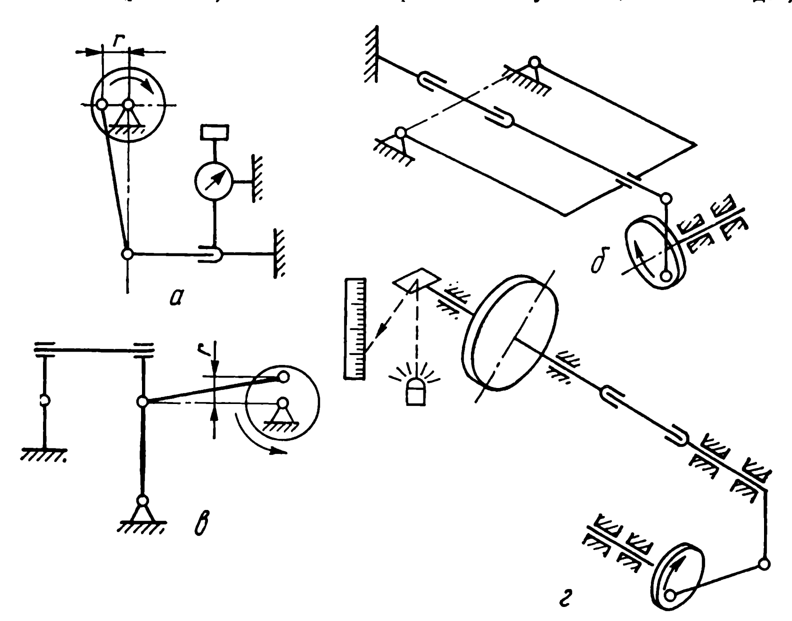



Рис. 1.12. Кинематические схемы испытательных машин с кривошипно-шатунным механизмом нагружения консольным (*а*), чистым (*б*, *в*) изгибами и кручением (*г*); *r* — эксцентриситет кривошипа.

начиная с Г. Мура, Р. Шенка и других исследователей. Нагружающее устройство машины включает шатун и кривошипный механизм, радиус которого регулируется перед испытанием образца для обеспечения заданного уровня нагрузок. За счет начального отклонения на шатуне может быть реализовано асимметричное нагружение.

На старых машинах названного типа широко используется световая индикация амплитуды деформации образца с применением зеркального отражателя. Принцип возбуждения усилий за счет кривошипного механизма используется также иногда при испытаниях на растяжение — сжатие.

**Машины с возбуждением усилий эксцентриковыми вибраторами.** По принципу возбуждения машины с возбуждением эксцентриковыми инерционными вибраторами (рис. 1.13) делятся на машины нерезонансного и резонансного типов. Первые базируются на использовании центробежных усилий, возникающих на вибраторе. Величина этих усилий непосредстенно определяется скоростью вращения вибратора, что и обусловливает обычно высокую частоту нагружения (50 Гц и более). Во вторых усиление центробежного возбуждения достигается за счет подведения всей колебательной системы в субкритический режим при частотах возбуждения, близких к собственной частоте системы. В машинах резонансного типа важным упругим звеном системы является непосредственно сам образец. В процессе возникновения усталостных повреждений и трещин жесткость образца может

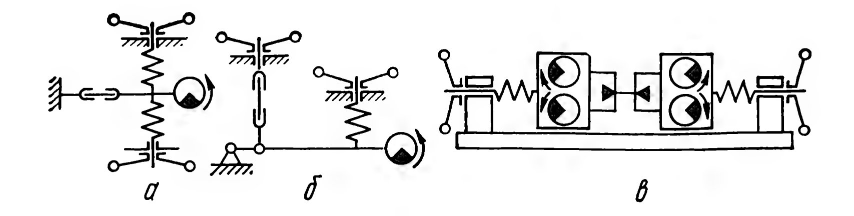



Рис. 1.13. Кинематические схемы испытательных машин с инерционным силовозбуждением эксцентриковыми вибраторами для испытаний в условиях консольного изгиба (*а*) и растяжения — сжатия (*б*, *в*).

Рис. 1.14. Общий вид машины для испытаний при циклическом растяжении образцов листовых материалов.

неконтролируемо изменяться, что ведет к дестабилизации нагружения системы. Предложены способы стабилизации нагружения в машинах резонансного типа за счет применения в них дополнительных упругих звеньев, не подлежащих усталостному разрушению и определяющих собственные частоты машины как субрезонансного осциллятора [9]. Принцип резонансного нагружения позволяет создавать испытательные установки для крупногабаритных образцов, а также натурных деталей и изделий. Благодаря простоте машин с возбуждением экцентриковым вибратором сконструированы такие машины, которые возможно изготавливать силами подсобных предприятий заинтересованных НИИ. На рис. 1.14 представлена машина, сконструированная в Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР, которая широко используется для различных испытаний образцов на пульсирующее растяжение. В этом институте в течение ряда десятилетий также используются машины собственной конструкции для испытаний на циклическое кручение и плоский изгиб.

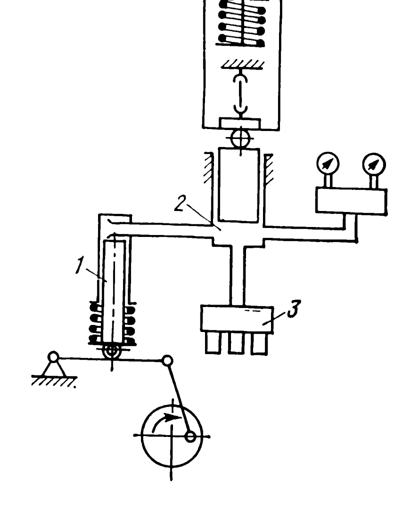



Рис. 1.15. Принципиальная схема машины с гидропульсационным возбуждением:

*1* — гидропульсатор; *2* — рабочий цилиндр; *3* — многоплунжерный насос.

**Машины с гидропульсационным возбуждением.** Машины с гидравлическим приводом принадлежат, как правило, к числу универсальных установок. Ввиду значительной сложности используемых систем они изготавливаются лишь специализированными заводами и фирмами. Принципиальная схема машины с гидропульсационным возбуждением представлена на рис. 1.15. Гидромеханический привод гидропульсатора здесь обеспечивается кривошипно-шатунным механизмом. Кроме такого привода используются также плунжерные и роторные возбудители, а также возбудители электрогидравлического типа. К недостаткам таких машин относятся возможные существенные погрешности в силоизмерении, высокая стоимость и сложность изготовления. Однако эти недостатки компенсируются многолетней стабильной работой машин, которая характерна для лучших известных образцов передовых фирм. В новейших машинах фирм «Инстрон», МТС, «Шенк» и др. удается обеспечить высокую точность силоизмерения, маневренность нагружения, реализацию блоков разнообразных программ, широкий диапазон частот испытаний. Это стало возможным благодаря широкому применению электронного обеспечения на основе специализированных ЭВМ, которые в ряде случаев по стоимости превосходят стоимость самих машин. В новейших системах также удалось исключить потребность в массивных опорах и фундаментах.

**Прочие испытательные машины и устройства.** Достаточно широкое распространение получили сегодня также машины с электромагнитным и электродинамическим возбуждением (рис. 1,16, *а*, *б*). В машинах с электро-

магнитным возбуждением частота циклов задается прерывателем *1*. Обычно диапазон частот изменяется в пределах 50—200 Гц. При этом используется преимущественно резонансный принцип наведения колебаний в образце. Для повышения стабильности нагружения образца, в связи с его повреждаемостью, применяются задающие генераторы, а также создаются автоколебательные системы с электромагнитным или электромеханическим датчиком обратной связи.

С целью ускорения усталостных испытаний в некоторых лабораториях доводят их частоту до ультразвуковой. Такие испытания могут быть реализованы на машинах с магнитострикционным возбуждением (рис. 1.16, *в*). В этих машинах магнитострикционный вибратор жестко соединен со стерж-

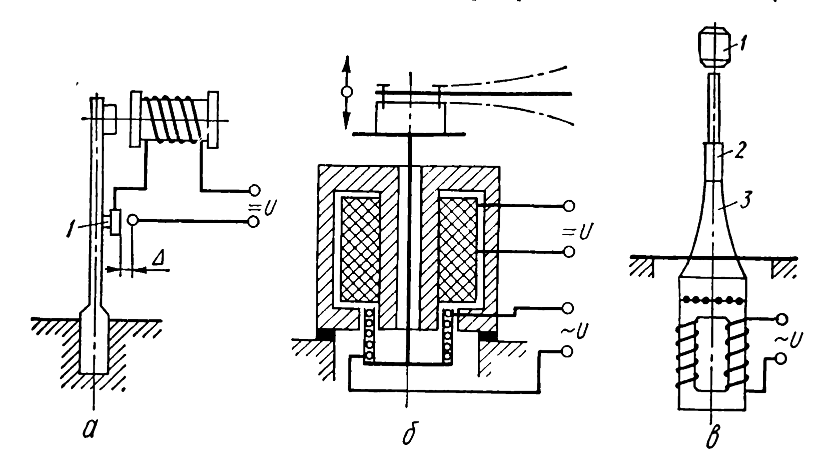



Рис. 1.16. Схемы испытательных машин с электромагнитным (*а*), электродинамическим (*б*) и магнитострикционным (*в*) возбуждением:
*1* — прерыватель; *2* — образец; *3* — стержневой концентратор энергии [7].

невым концентратором энергии переменного сечения *3* и образцом *2*. В машинах с магнитострикционным возбуждением, созданных в Институте проблем прочности АН УССР, имеется возможность проводить испытания при частотах 3, 10, 15, 20 и 25 кГц.

**Образцы для испытания на усталость.** В соответствии с ГОСТ 25.502 — 79 для испытаний на усталость используют гладкие образцы круглого профиля, плоские с рабочей частью укороченной («нулевой») длины и пятикратные (рис. 1.17). Кроме них на практике широко пользуются и другими нестандартными образцами, в том числе с концентраторами напряжений. Исследования циклической трещиностойкости требуют применения специальных образцов, например дисковидных плоских с центральной трещиной, компактных, удобных для испытаний на циклическое растяжение, круглых с внешней кольцевой или сегментовидной трещиной и др. Подробный анализ таких образцов дан в гл. 4 настоящего тома.

**Методические особенности построения диаграммы усталости.** Испытания на усталость на гладких образцах с концентраторами напряжений производятся согласно ГОСТ 25.502—79. Для построения диаграммы усталости по А. Велеру требуется не менее 10—15 образцов из деформируемых сплавов и не менее 15 из литейных. При этом кривые строятся обычно путем

графического интерполирования или способом наименьших квадратов. Базой испытаний для определения предела выносливости принимается $10^7$ циклов для сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на диаграммах усталости, и $10^8$ циклов для легких сплавов и других металлов, для которых кривые зависимости $\sigma$ — $\lg N$ в многоцикловой области непрерывно снижаются. При такого рода оценках на пределе выносливости (с вероятностью 50 %) испытывается не менее двух образцов. Чтобы повысить достоверность оценки, предлагается испытывать при напряжениях, равных 0,95—1,05 от предела выносливости, не менее трех образцов, причем половина из них не должна разрушиться до базового числа циклов.

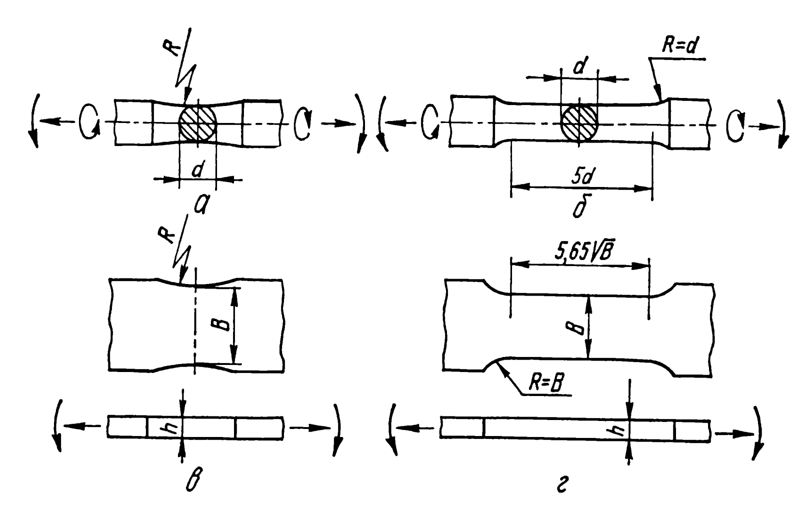



Рис. 1.17. Эскизы некоторых распространенных круглых (*а*, *б*) и плоских (*в*, *г*) образцов для испытаний на усталость.

Диаграммы усталости для многих металлических материалов при симметричном цикле удовлетворительно описываются уравнением В. Вейбулла [11]

$$\sigma_{max} = \sigma_{-1} + a\,(N + B)^{-\alpha}, \qquad (1.2)$$

где $a$ и $B$ — коэффициенты; $\alpha$ — постоянная для данного материала. Для большинства металлов $B \ll 10^4$ циклов, поэтому при испытаниях с большой базой этой величиной можно пренебречь, тогда $\sigma_{max} = \sigma_{-1} + aN^{-\alpha}$.

Циклическая долговечность образцов из одной и той же партии материала характеризуется всегда определенным рассеиванием, которое зависит от двух групп факторов. Первая определяется неизбежной неидентичностью условий испытаний (различия в чистоте поверхности, характере биения образцов, отклонения в асимметрии нагружения, ошибки в оценке уровня номинальных напряжений и т. п.). Вторая обусловлена статистической природой распределения в материале дефектов и структурных неоднородностей (различия в распределении неметаллических включений, а также в ориентации зерен и субзерен, текстуре и т. п.). Даже при максимальном исключении первой группы факторов вторая группа вызывает неизбежное рассеивание данных. Обычно снижение уровня напряжений приво-

дит к увеличению разброса числа циклов до разрушения $N$, а рост концентрации напряжений при испытаниях, как правило, уменьшает рассеивание данных.

Основная задача статистического анализа результатов усталостных испытаний состоит в установлении функциональных зависимостей между $\sigma$, $N$ и соответствующей им вероятностью разрушения $\bar{p}$. Для определения таких зависимостей рекомендуется первую группу из 10—15 образцов испытывать на различных уровнях напряжений обычным способом для построения предварительной диаграммы усталости. Затем исходя из общего количества $n$ образцов следует выбрать по этой диаграмме 5—6 уровней напряжений и на каждом из них провести испытания группы образцов (от 5 до 20 «на точку»). На основании полученных таким образом фактических данных обычно применяются следующие приемы статистической обработки [10, 12]:

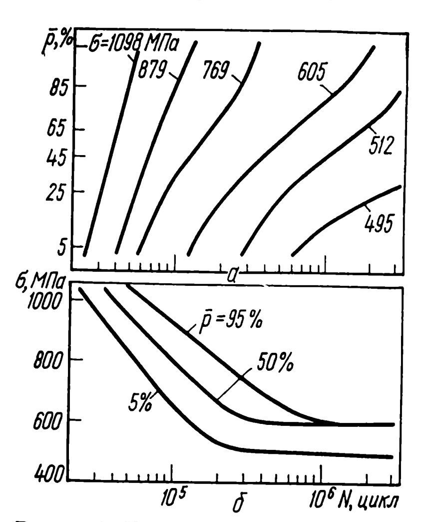



Рис. 1.18. Кривые распределения долговечностей (*а*) и диаграммы усталости (*б*) проволоки из стали 70ХФА.

1. Оценка среднего арифметического значения предела выносливости и среднего квадратического отклонения результатов испытаний на каждом уровне напряжений, исходя из общепринятого нормального закона распределения логарифмов данных испытаний.

2. Вывод уравнения кривой ограниченной выносливости. На основании многочисленных экспериментальных данных предполагается наличие линейной зависимости между $\lg \sigma$ и $\lg N$, что позволяет аналитически представить уравнение кривой выносливости в виде степенного закона $\sigma^{\bar{m}} N = \mathrm{const}$, где $\bar{m}$—показатель степени, зависящий от структурных характеристик испытываемого сплава.

Уравнение кривой ограниченной выносливости может быть также представлено в виде

$$\lg N - \lg \bar{N} = r \frac{\Delta \lg N}{\Delta \lg \sigma} (\lg \sigma - \lg \bar{\sigma}), \qquad (1.3)$$

где $\lg \bar{\sigma}$, $\lg \bar{N}$ — средние значения логарифмов напряжений и числа циклов до разрушения; $\Delta \lg N$ и $\Delta \lg \sigma$ — средние квадратические отклонения соответственно числа циклов до разрушения и напряжений; $r$ — коэффициент корреляции, определяемый по формуле

$$r = \frac{\Sigma (\lg \sigma - \lg \bar{\sigma}) (\lg N - \lg \bar{N})}{(n - 1) \Delta \lg N \Delta \lg \sigma}. \qquad (1.4)$$

3. Построение вероятностной диаграммы усталости. С этой целью для каждого уровня напряжений образцы располагают в вариационный ряд и вычисляют вероятность разрушения $\bar{p} = (i - 0{,}5)\, n$, где $n$ — общее количество образцов; $i$ — порядковый номер образца в этом ряду. Затем строят

ся кривые распределения долговечностей в координатах $\overline{p}_i$— lg $N$. Такое построение обычно производится на «вероятностной бумаге» в координатах, соответствующих логарифмически нормальному закону, реализация которого приводит к образованию на графике семейства прямых линий. Этот закон отвечает специфике разрушения многочисленных металлических сплавов, хотя известны также и другие законы распределения, в том числе В. Вейбулла, А. Стьюдента и др. Задаваясь затем фиксированным значением вероятности разрушения для каждого уровня $\sigma$, по кривым распределения долговечности строят диаграммы усталости в координатах $\sigma$ — lg $N$, соответствующие этим вероятностям разрушения.

*Пример*. После построения предварительной диаграммы усталости проведены испытания на усталость при круговом изгибе высокопрочной пружинной проволоки из стали 70ХФА после закалки и отпуска при 720 К [13]: по 10 образцов на 6 различных усровнях $\sigma$. Кривые распределения долговечностей, соответствующие этим испытаниям, приведены на рис. 1.18, *а*. Они отклоняются от линейной зависимости нормального закона распределения при переходе в область многоцикловой усталости. В соответствии с полученными зависимостями на рис. 1.18, *б* по фиксированным точкам построены кривые усталости, отвечающие 5-, 50- и 95 %-ной вероятности разрушения проволоки из стали 70ХФА. Подробное изложение методов испытаний на усталость дано в справочнике Л. М. Школьника [10].

## 1.3. Влияние на выносливость условий нагружения

Выносливость металлов и сплавов существенно зависит от различных факторов, которые в той или иной степени отражают реальные условия эксплуатации деталей машин конструкций и сооружений. Это, прежде всего, асимметрия и форма цикла, частота и температура испытаний.

**Асимметрия цикла**. Многие детали и изделия при циклическом нагружении работают в условиях дополнительных статических нагрузок, что вызывает асимметрию цикла. Так, пружины помимо циклически изменяющихся напряжений подвержены статическим растягивающим или сжимающим, которые обеспечивают их работу при пульсирующем цикле.

Для оценки работоспособности материалов при асимметричном цикле используют два типа диаграмм: предельных напряжений и предельных амплитуд напряжений.

*Диаграмма предельных напряжений цикла* (диаграмма Смита) строится в координатах максимальное напряжение $\sigma_{max}$ — среднее напряжение $\sigma_m$ (рис. 1.19). Линии $ABCD$ и $A'B'C'D'$ соответствуют уровням предельных напряжений, реализуемым на заданной базе испытаний по мере увеличения растягивающей компоненты средних напряжений $\sigma_m$. Эти линии отражают наиболее распространенную тенденцию к уменьшению $\sigma_a$ по мере роста $\sigma_m$. Точка $E$ отвечает условиям статического разрушения на пределе прочности $\sigma_в$. Если предельное состояние определяется пределом текучести, на диаграмме появляется горизонтальный участок $DF$. Любой луч $OM$, проведенный через начало координат под углом $\beta$, отражает случаи испытаний при определенном постоянном коэффициенте асимметрии цикла, который находится из выражения

$$\operatorname{tg}\beta = \frac{2}{R+1}. \quad (1.5)$$

Среднее напряжение $\sigma_m$ является ординатой прямой, проходящей под углом 45° через начало координат. Отрезки ординаты, заключенной между линиями $AD$ и $A'D'$, представляют собой размах напряжения, т. е. удвоен-

ное амплитудное значение $2\sigma_a$. В простейшем случае, когда линия $ABCD$ прямая, ее уравнение записывается в виде

$$\sigma_{max} = \sigma_{-1} + (1 + \xi_a)\,\sigma_m \qquad (1.6)$$

и соответственно

$$\sigma_a = \sigma_{-1} - \xi_a \sigma_m, \qquad (1.7)$$

где $\xi_a$ — коэффициент чувствительности металла к асимметрии цикла (его значения для конструкционных сталей находятся в пределах 0,1—0,3 [14]).

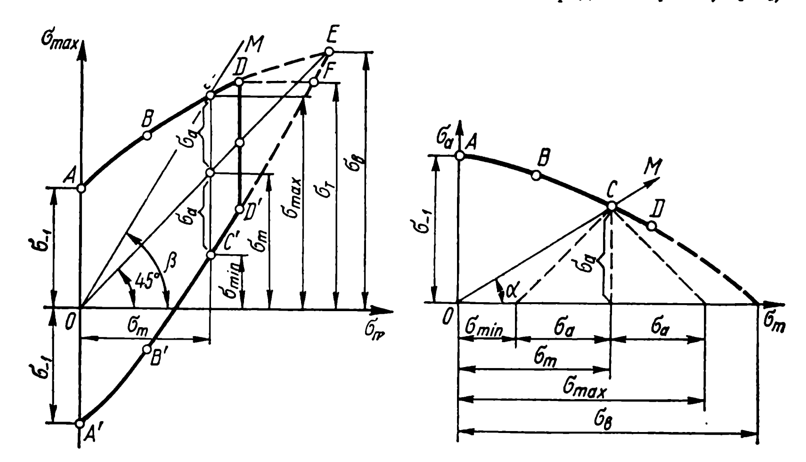



Рис. 1.19. Диаграмма предельных напряжений цикла.

Рис. 1.20. Диаграмма предельных амплитуд напряжений цикла.

*Диаграмма предельных амплитуд напряжений* (диаграмма Гудмена [15]) строится в координатах $\sigma_a - \sigma_m$ (рис. 1.20). Линия $ABCD$ представляет собой зависимость предельных амплитуд напряжений от среднего напряжения. Для произвольного луча $OM$ сохраняется постоянная асимметрия цикла, при этом

$$\operatorname{tg}\alpha = \frac{1-R}{1+R}\,. \qquad (1.8)$$

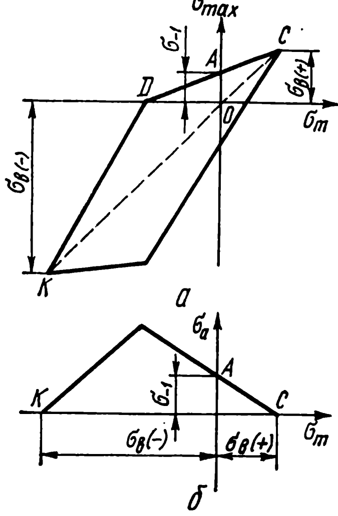
Линия предельных амплитуд напряжений описывается уравнением параболы

$$\sigma_a = \sigma_{-1}\left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_в}\right)^k\right]. \qquad (1.9)$$

Согласно первоначальным предположениям Дж. Гудмена диаграмма предельных амплитуд напряжений принималась в виде прямой линии ($k = 1$). Линейный закон обычно хорошо выполняется для хрупких материалов (чугунов или литых магниевых сплавов [16, 17]) (рис. 1.21). Для пластичных металлов справедливо параболическое уравнение Гербера для $k = 2$.

Согласно диаграмме предельных напряжений в определенном, значительном диапазоне средних сжимающих напряжений амплитудные значе-

ния предела выносливости увеличиваются. Эта закономерность сохраняется практически для всех металлов и сплавов, однако имеет особое значение для хрупких материалов типа чугунов, у которых обычно пределы прочности при растяжении существенно ниже, чем при сжатии. У таких материалов трещины усталости могут развиваться непосредственно от структурных дефектов, например графитовых включений: этот процесс интенсифицируется при наличии средних растягивающих напряжений и подавляется под воздействием средних напряжений сжатия. Типичный вид диаграмм предельных напряжений и предельных амплитуд для чугунов представлен на рис. 1.22. Специфику таких диаграмм можно охарактеризовать на примере оценки выносливости серого высокопрочного чугуна, проведенной Р. Б. Хейвудом [16].



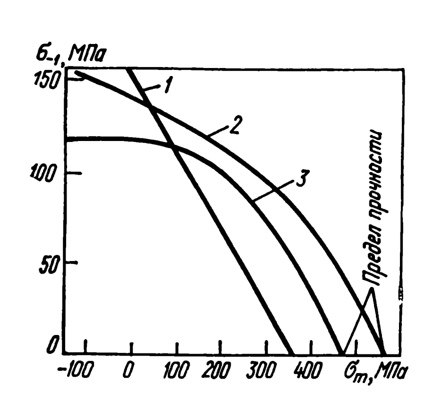




Рис. 1.21. Зависимость предела выносливости сплавов от среднего напряжения цикла:

*1* — Mg—5,5 Zn; *2* — Al—5,5 Zn; *3* — Al—4,5 Cu [17].

Рис. 1.22. Диаграммы предельных напряжений (*а*) и предельных амплитуд (*б*) цикла для чугуна ($\sigma_в(+)$, $\sigma_в(-)$ — предел прочности при сжатии и растяжении соответственно) [18].

Благотворное влияние статических сжимающих напряжений на выносливость металлов и сплавов имеет огромное практическое значение в связи с возможностью широкого использования различных технологий упрочнения деталей машин, основанных на создании в их поверхностных слоях остаточных сжимающих напряжений (процессы обкатки, чеканки, дробеструйного наклепа, специальные виды термической обработки).

На основании многочисленных экспериментальных данных Р. Б. Хейвуд [16] вывел зависимости для предельных амплитуд напряжений, учитывающие повышение выносливости в области средних сжимающих напряжений:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_\text{в}} = \left[1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_\text{в}} + \gamma_a \left(1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_\text{в}}\right)\right], \quad (1.10)$$

где

$$\gamma_a = \left(\frac{\sigma_m}{3\sigma_т}\right)\left(2 + \frac{\sigma_m}{\sigma_т}\right) \text{ для сталей} \quad (1.11)$$

и

$$\gamma_a = \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_т}\right)\left[1 + \left(\frac{A\sigma_т}{2200}\right)^k\right]^{-1} \text{ для алюминиевых сплавов.} \quad (1.12)$$

В уравнении (1.12) $A$ — логарифм долговечности, являющейся базой испытаний; напряжения определяются в мегапаскалях.

При испытаниях металлов на выносливость при кручении средние статические напряжения цикла $\tau_m$ не оказывают заметного влияния на выносливость, если максимальные касательные напряжения в изделии $\tau_{max}$ не превышают предела текучести $\tau_s$ [17]. Однако это положение несправедливо для материалов с деформационной анизотропией, образующейся в условиях кручения, а также изделий с готовыми ориентированными дефектами. В этих случаях средние статические напряжения могут в зависимости от направления их приложения ускорять или замедлять процесс усталостного разрушения.

Таблица 1. 1. **Влияние частоты нагружения на предел выносливости сталей и сплавов [17]**

| Материал | $\sigma_{-1}$, МПа, при $f$, Гц | | |
|---|---|---|---|
| | 25 | 167 | 500 |
| Чугун | | | |
| серый | 70 | 70 | 77 |
| легированный | 180 | 180 | 200 |
| Алюминиевый сплав | 105 | 105 | 120 |
| Латунь | 140 | 165 | 185 |
| Сталь | | | |
| SAE 1020 | 215 | 215 | 230 |
| рельсовая | 345 | 345 | 350 |
| нержавеющая | 415 | 435 | 480 |
| SAE 4140 | 675 | 680 | 700 |

Таблица 1. 2. **Влияние частоты нагружения на предел выносливости сталей с различным содержанием углерода [17]**

| $f$, Гц | $\sigma_{-1}$, МПа, при массовой доле углерода, % | |
|---|---|---|
| | 0,08 | 0,02 |
| 40 | 205 | — |
| 200 | 220 | 235 |
| 550 | 230 | 245 |
| 13 000 | 275 | 285 |
| 50 000 | 325 | 325 |
| 100 000 | 370 | 350 |

**Частота нагружения.** Влияние частоты нагружения на выносливость металлов и сплавов изучалось многими исследователями. Для большинства конструкционных сплавов, у которых циклическое деформирование не связано со значительным тепловыделением или структурными превращениями, предел выносливости в диапазоне технических частот 10—200 Гц остается практически постоянным или несущественно повышается (табл. 1.1). Поэтому в указанном диапазоне частота нагружения, как правило, не регламентируется, если испытания проводятся в обычных лабораторных условиях при комнатной температуре и без воздействия коррозионной среды. Повышение частоты с 50 до 1000 Гц в большинстве случаев сопровождается увеличением пределов выносливости на 10—20 %. Дальнейшее повышение частоты нагружения приводит к более интенсивному росту пре-

дела выносливости, который достигает для разных сплавов максимума в диапазоне частот $10^3$—$10^5$ Гц (табл. 1.2). Затем часто обнаруживается резкий спад его (рис. 1.23).

К числу универсальных факторов, способствующих влиянию частоты нагружения на выносливость, относятся:

1) явления циклической релаксации и изменения формы петли гистерезиса, обусловленные изменением частоты нагружения;

2) выделение тепла от внутреннего трения в металлах;

3) варьирование деформации циклической ползучести.

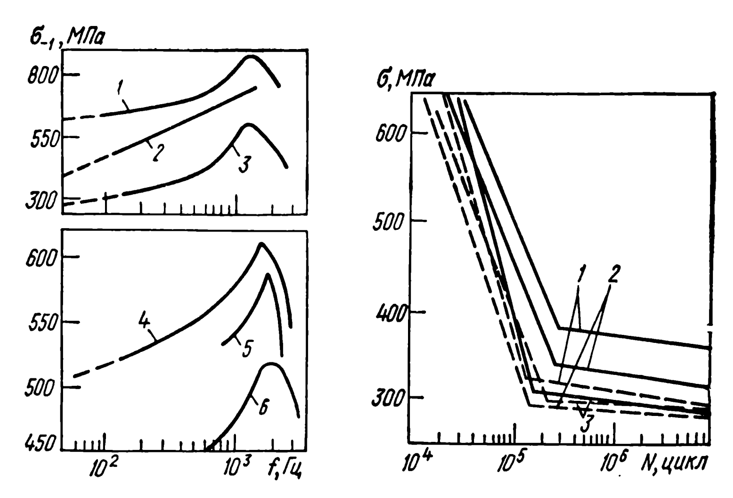



Рис. 1.23. Зависимость предела выносливости углеродистых (*1*—*4*) и легированных хроммолибденванадиев (*5*, *6*) сталей от частоты нагружения [18].

Рис. 1.24. Диаграммы усталости проволоки из стали У9А в состоянии поставки (штриховые линии) и после механической полировки (сплошные линии):

*1* — 50 Гц; *2* — 5 Гц; *3* — 0,5 Гц.

К числу дополнительных факторов, проявление которых зависит от внутреннего строения сплавов и условий испытаний, принадлежат:

1) явления старения, дисперсионного упрочнения и распада отдельных фаз при циклическом деформировании;

2) скоростные эффекты циклического упрочнения и разупрочнения металлов;

3) температурный фактор ползучести, деформационный фактор активации диффузии отдельных поглощенных компонент среды (например, водорода);

4) воздействие коррозионной среды.

Влияние частоты нагружения усиливается по мере повышения уровня циклически приложенных напряжений. Так, 15 %-ному повышению предела выносливости конструкционной низкоуглеродистой стали в диапазоне частот 100—500 Гц соответствует прирост долговечности в области циклических перегрузок в несколько раз [10]. Влияние частоты $f$ на долговечность конструкционных материалов до разрушения $N$ описывается формулой

Экеля

$$\lg N = \lg b_э + m_э \lg f, \qquad (1.13)$$

где $b_э$ и $m_э$ —параметры, зависящие от материала и температуры испытаний. Повышение роли частоты нагружений с ростом их амплитуды объясняется частотно-временным характером упругопластической релаксации напряжений, влияющей на уровень энергозатрат за каждый цикл.

При высоких частотах нагружения наблюдается саморазогрев образцов, который усиливается при повышении уровня циклических напряжений и пластичности сплавов. С разупрочняющим действием саморазогрева образцов обычно связывают спад выносливости в области высоких частот испытаний ($10^3$—$10^4$ Гц и более). Такой вывод подтверждается испытаниями углеродистых и легированных сталей при охлаждении: предел

Таблица 1. 3. **Влияние температуры испытаний на предел выносливости сталей и сплавов [17]***

| Материал | $\sigma_{-1}$, МПа, при $T$, К | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | 293 | 233 | 195 | 85 | 20 | 4 |
| Чугун | 60 | 75 | — | — | — | — |
| Алюминиевый сплав | | | | | | |
| 7075-ТБ | 85 | — | — | 140 | 240 | — |
| 2014-ТБ | 100 | — | — | 170 | 310 | |
| 2020-ТБ | 125 | — | — | 155 | 280 | — |
| Медь | 100 | — | — | 145 | 240 | 260 |
| Дуралюмин | 115 | 145 | — | — | — | — |
| Латунь | 175 | 185 | — | — | — | — |
| Сталь | | | | | | |
| низкоуглеродистая | 185 | — | 255 | 570 | — | — |
| углеродистая | 230 | — | 290 | 625 | — | — |
| хромоникелевая | 540 | — | 580 | 765 | — | — |

* Аналогично предел выносливости (на базе $10^6$ циклов) повышается у серебра, золота, алюминия, кадмия

выносливости монотонно возрастает для более высоких частот нагружения [2, 18]. Саморазогрев образцов в области высокочастотных испытаний зависит также от вида напряженного состояния. При испытаниях на кручение он увеличивается в связи с ростом компоненты касательных напряжений, активизирующей процессы пластической деформации при циклическом нагружении

В последнее время начали исследовать поведение материалов в области низких частот при $f < 1$ Гц. Считается, что спад предела выносливости при понижении частоты нагружения в область квазистатических нагружений еще более значителен, чем в области средних технических частот. На рис. 1.24 представлены диаграммы усталости патентированной проволоки из У9А при частотах 50, 5 и 0,5 Гц [19]. Как показал фрактографический анализ, спад предела выносливости при понижении частоты испытаний сопровождается изменением микромеханизма усталостного разрушения: на смену механизмам повреждаемости и начального распространения трещины (путем вязкого расслоения при квазистатическом нагружении) приходит механизм разрушения коалесценцией микропустот,

Уменьшение частоты нагружения снижает долговечность главным образом за счет сокращения стадии распространения усталостной трещины [10].

**Температура испытаний.** Процессы усталости конструкционных сплавов при низких и высоких температурах имеют свои принципиальные различия и особенности. Так, при низкотемпературных испытаниях конструкционных сплавов сохраняются относительно стабильными фазовый состав и структура, в связи с чем здесь температурный фактор проявляется в сравнительно чистом виде. (Единственный вид фазовых превращений, который может иметь существенное значение в области низких температур, касается превращений аустенита.) В то же время процессы высокотемпературной усталости в значительной мере связаны с различными фазовыми превращениями, старением, ползучестью и рекристаллизацией.

Таблица 1. 4. **Влияние температуры испытаний на предел выносливости сплавов (на базе $10^6$ циклов)**

| Сплав | $\sigma_{-1}^T/\sigma_{-1}^{293}$, при $T$, К | | |
|---|---|---|---|
| | 233 | 195 | 77 |
| Сталь | | | |
| легированная | 1,06 | 1,13 | 1,61 |
| нержавеющая | 1,15 | 1,21 | 1,54 |
| углеродистая | 1,20 | 1,30 | 2,57 |
| Алюминиевый | 1,14 | 1,16 | 1,69 |
| Титановый | ... | 1,11 | 1,40 |

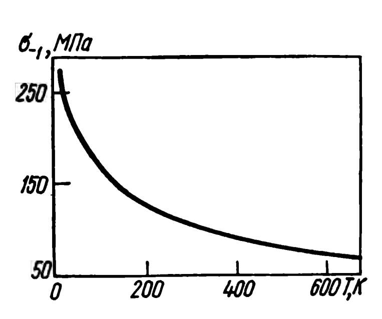



Рис. 1.25. Зависимость предела выносливости меди от температуры испытаний [17].

*Низкие температуры.* Практически для всех известных металлических сплавов с понижением температуры испытаний циклическая прочность и выносливость повышаются (табл. 1.3). Имеются экспериментальные данные, согласно которым в области самых низких температур испытаний (ниже 4 К) рост предела выносливости прекращается, стабилизируясь на достигнутом уровне. На основании обобщения ряда литературных данных П. Форрест [20] табулировал данные о приросте предела выносливости различных классов конструкционных сплавов при заданной температуре испытаний $\sigma_{-1}^T$ в сравнении с таковым при комнатной $\sigma_{-1}^{293}$ (табл. 1.4). Типичная температурная зависимость предела выносливости меди приведена на рис. 1.25. Прирост сопротивления усталости становится более интенсивным при снижении температуры ниже 203 К. При температуре жидкого азота для большинства металлических материалов соотношение $\sigma_{-1}^T/\sigma_{-1}^{293}$ находится в пределах 1,5—2,5, достигая бóльших значений для мягких материалов (это, например, видно из сравнения низкоуглеродистой и высокопрочной закаленной сталей).

Предел выносливости сталей $\sigma_{-1}^T$ при заданной температуре испытаний определяется следующей эмпирической зависимостью:

$$\sigma_{-1}^T = \sigma_{-1}^{293}(T_0/T)^{\zeta_0}, \qquad (1.14)$$

где $T_0$ принимается равным комнатной температуре (293 К); $\zeta_0$ — коэф-

фициент, зависящий от прочности испытываемого материала:

$$\zeta_0 = 0{,}7 - 0{,}003\sigma_в T_0. \qquad (1.15)$$

В низкотемпературной области (в отличие от высокотемпературной сохраняются закономерности влияния асимметрии цикла, установленные при обычных лабораторных испытаниях, что позволяет прогнозировать тенденции воздействия среднего напряжения в соответствии с диаграммами Смита и Гудмена, построенными при комнатной температуре испытаний.

При низких температурах, наряду с повышением пределов выносливости, наблюдается сдвиг диаграмм усталости в сторону больших долговечностей, но кривые на диаграммах усталости становятся более крутыми, а зависимость долговечности от уровня напряжений — не столь сильной [10].

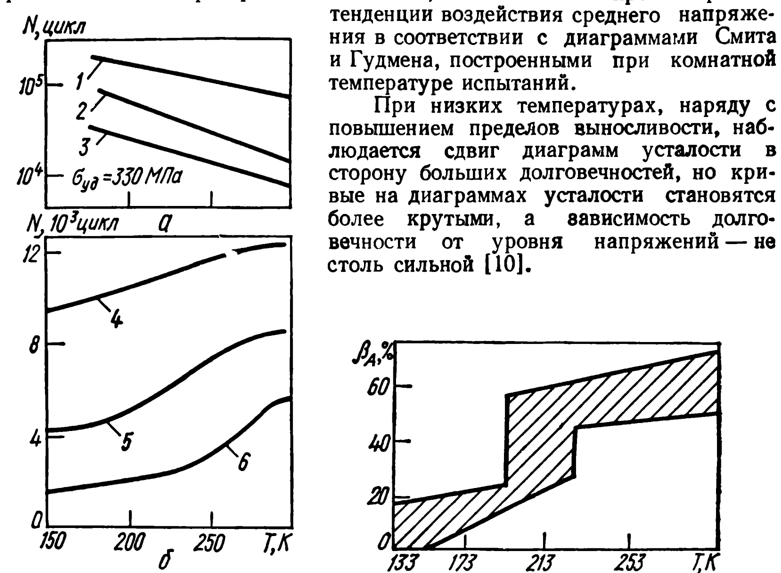



Рис. 1.26. Зависимость долговечности при ударно-усталостном нагружении гладких образцов из стали 35 (*а*) и образцов с кольцевой трещиной из стали 30ХГСНА (*б*):

*1*—образцы вырезаны поперек прокатки; *2*—литая сталь; *3*—вдоль прокатки; *4*—$\sigma_{уд}/\sigma_{0,2}=0{,}17$; *5*—$\sigma_{уд}/\sigma_{0,2}=0{,}22$; *6*—$\sigma_{уд}/\sigma_{0,2}=0{,}30$ [21, 22].

Рис. 1.27. Зависимость относительной площади усталостной трещины в изломе $\beta_A$ от температуры испытаний для стали 10ГН2МФА [25].

При наличии концентраторов напряжений с понижением температуры прирост предела выносливости различных сплавов сохраняется (табл. 1.4), однако он менее значителен, нежели у гладких образцов. При этом растут эффективные коэффициенты концентрации напряжений $K_\sigma$. Последнее связано с протеканием двух противоположных процессов: повышением предела выносливости в связи с понижением температуры испытаний, с одной стороны, и повышением чувствительности к концентрации напряжений — с другой. Поэтому использовать при усталости низкотемпературное упрочнение следует очень осторожно, поскольку повышается опасность хрупких внезапных разрушений.

На рис. 1.26 представлены данные о совместном влиянии на ударную усталость сталей низких температур и концентраций напряжений. С повышением последних типичная тенденция к увеличению предела выносливости при низких температурах меняется на противоположную; это проявляется в наибольшей мере на образцах с трещиновидными концентрато-

рами. Спад предела выносливости на образцах с трещинами характерен для хладноломких материалов типа стали 08 кп; он усиливается с ростом амплитуды нагружения, в связи с чем кривые ограниченной выносливости от температуры испытаний приобретают вид кривых хладноломкости, наблюдаемых при оценке ударной вязкости [23].

Практически важной представляется тенденция хладноломких сплавов к резкому уменьшению (по аналогии с кривыми хладноломкости) относительной площади излома, занимаемой усталостной трещиной, при понижении температуры испытаний [24], что находится в принципиальном несоответствии с аналогичными зависимостями для алюминиевых и других хладостойких сплавов. Аналогичные выводы получены в работе [25] (рис. 1.27). Такая особенность хладноломких металлов связана с изменением в общей долговечности $N$ доли, соответствующей зарождению трещины $N_з$ и ее распространению $N_р$. У хладноломких сплавов при понижении температуры испытаний может произойти резкое уменьшение отношения $N_р/N$, и длительность периода $N_з$ увеличивается [26].

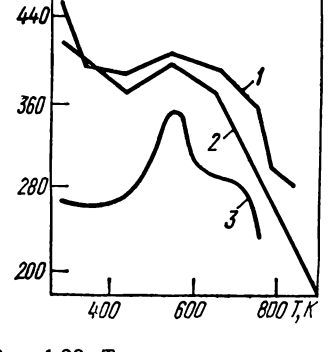



Рис. 1.28. Температурные зависимости предела выносливости углеродистых и теплоустойчивой сталей:

1 — сталь 25Х2М1Ф; 2 — сталь 40Х; 3—углеродистая сталь (0,7 % С) [18].

В связи с отмеченными особенностями усталости хладноломких сплавов встречаются попытки тривиального разделения температурной области испытаний по порогу хладноломкости $T_х$, определенному при оценке ударной вязкости (образцы Менаже или Шарпи). Такое деление следует признать ошибочным, поскольку температура хрупковязкого перехода (ХВП), определенная при испытаниях на усталость, не должна совпадатьс температурой $T_х$, зависящей от размера и условий испытаний ударного образца.

Температура ХВП при усталости будет также зависеть от режима усталостного нагружения (амплитуды, динамического фактора), размера образца и концентрации напряжений. В зависимости от названных факторов температурная кривая долговечности может иметь пологий или крутой характер, а температура ХВП не во всех случаях совпадает с температурой $T_х$.

*Повышенные температуры.* Повышение температуры испытаний связано, как правило, с понижением пределов выносливости и долговечности металлов (см., например, рис. 1.25). Вместе с тем вид кривой разупрочнения у различных сплавов разный; он существенно зависит от состава сплава и связанной с ним склонности материалов к ползучести. Однако такая зависимость циклической прочности от температуры испытаний не соблюдается для многих сталей в связи с проявлением процессов старения в диапазоне температур 573—873 К, где наблюдается прирост предела выносливости и образование максимума на кривой (рис. 1.28). Дальнейшее увеличение температуры испытаний выше 873 К приводит к значительному падению предела выносливости сплава. Место пика деформационного старения зависит не только от вида сплава, но также от базы испытаний и частоты нагружения, сдвигаясь в сторону более низких температур с уменьшением частоты и базы испытаний. У алюминиевых сплавов предел выносливости практически на уровне комнатной температуры сохраняется до 373—423 К,

атем следует значительный спад циклической прочности. Это, по-видимому, связано с «перестариванием», наступающим в алюминиевых сплавах при более высоких температурах. Циклическая выносливость титановых сплавов сопоставима с выносливостью сталей, вплоть до температуры 773 K. При температурах выше 873 K жаропрочные аустенитные стали превосходят по сопротивлению усталости низколегированные стали и титановые сплавы.

При повышенных температурах испытаний характер кривых усталости меняется: пологий участок переходит в наклонный, что свидетельствует об отсутствии ФПВ. С ростом температуры испытаний обычно ослабляется влияние концентрации напряжений в связи с увеличением локальной пластичности.

В отличие от выносливости при обычных температурах выносливость при высоких температурах нельзя рассматривать вне связи с влиянием окружающей атмосферы и сопутствующими процессами окисления и химического взаимодействия металла со средой. Усталость материалов при повышенных температурах необходимо также рассматривать во взаимодействии с их ползучестью. В ряде случаев под воздействием структурных превращений и циклического наклепа усталостная долговечность превышает статическую, соответствующую одинаковому времени действия нагрузки. Как и в условиях статической ползучести, повышение температуры циклических испытаний приводит к смене механизма разрушения от внутри- к межзеренному, хотя температуры такого перехода при ползучести и циклическом нагружении не совпадают. В связи с явлениями ползучести при высокотемпературных циклических испытаниях возрастает роль частоты нагружения, начинает также более сильно влиять форма цикла.

При высоких температурах испытаний существенно осложняется влияние на выносливость асимметрии цикла. В этих условиях требуются новые подходы к построению диаграмм предельных напряжений с учетом фактора времени пребывания изделия при статическом растягивающем напряжении [17]. При высоких уровнях статических напряжений и сравнительно небольшой составляющей циклической нагрузки явление циклической ползучести металлов приобретает особое значение.

Высокотемпературные испытания имеют свои особенности методического характера. Поэтому с учетом возможности в этих условиях более точного описания усталости степенным уравнением $\sigma^m N = \text{const}$, а также нормального характера распределения долговечности при заданном напряжении разработаны методики ускоренных вероятностных оценок долговечности на базе $10^7$ циклов с использованием 6—10 образцов [10].

## 1.4. Влияние на выносливость вида и особенностей напряженного состояния в изделиях

Циклическая прочность металлов и сплавов существенно зависит от вида напряженного состояния, реализуемого при нагружении различных изделий. Различают три группы факторов, которые обусловливают это влияние при оценке выносливости конструкционных материалов:

1) соотношение главных нормальных и касательных напряжений;
2) неоднородность напряженного состояния по сечению изделия;
3) форма и схема нагружения.

При анализе влияния вида напряженного состояния на предел выносливости в качестве основных используют результаты, полученные прежде всего при изгибе, растяжении — сжатии и кручении. Поскольку количество данных об испытании на кручение трубчатых образцов, исключающих из рассмотрения дополнительное влияние градиента напряжений, весьма ограниченно, наиболее правомерно сопоставление данных испыта-

ний на изгиб и кручение сплошных цилиндрических образцов, для которых влияние фактора градиента напряжений можно считать эквивалентным. Для многих углеродистых и легированных сталей и легких сплавов между пределами выносливости при кручении $\tau_{-1}$ и изгибе с вращением $\sigma^*_{-1}$ сохраняется соотношение $\tau_{-1} = (0{,}52 \div 0{,}58)\,\sigma^*_{-1}$ [17, 27]. В то же время для литых сплавов (прежде всего чугунов) $\tau_{-1} = (0{,}8 \div 0{,}90)\,\sigma^*_{-1}$ (табл. 1.5). В соответствии с известными теориями прочности материалов при сложном напряженном состоянии полученные результаты согласуются для сталей в наибольшей мере с четвертой теорией прочности (критерий Мизеса), для чугунов эти данные ближе к первой теории прочности (критерий максимальных нормальных напряжений) (см. т. 1).

Таблица 1. 5. **Взаимосвязь между пределами выносливости конструкционных сплавов при различных видах нагружения* [2]**

| Материал | $\tau_{-1}$ (кручение) | $\sigma_{-1}$ (растяжение—сжатие) | $\sigma_{-1}$ (плоский изгиб) |
|---|---|---|---|
| Конструкционные стали | $0{,}52—0{,}58\sigma^*_{-1}$ | $0{,}80\sigma^*_{-1}$ | $1{,}20—1{,}26\sigma^*_{-1}$ |
| Чугуны | $0{,}80—0{,}90\sigma^*_{-1}$ | $0{,}78\sigma^*_{-1}$ | ... |
| Легкие сплавы | $0{,}52—0{,}54\sigma^*_{-1}$ | $0{,}80—0{,}95\sigma^*_{-1}$ | $1{,}28\sigma^*_{-1}$ |

* Оценки проведены для симметричных циклов относительно предела выносливости $\sigma^*_{-1}$ при изгибе с вращением

Имеется несколько исследований, в которых условия сложного напряженного состояния создавались за счет наложения симметричного изгиба и кручения. Варьируя соотношение между уровнем напряжений при кручении и изгибе для ряда конструкционных сталей, Х. Гаф [17] получил эллиптическую зависимость (рис. 1.29, *а*), которая с определенным приближением свидетельствует также в пользу критерия Мизеса. В то же время при испытаниях на усталость чугунов отношение $\tau_{-1}/\sigma_{-1}$ находится в диапазоне значений 0,9—1,0 (рис. 1.29, *б*), что согласуется с критерием нормальных напряжений. Такая трансформация критерия, вероятно, связана со спецификой структуры чугунов, у которых графитовые включения играют роль внутренних надрезов. В пользу подобного объяснения свидетельствуют также данные испытаний стальных цилиндрических образцов с конструктивным надрезом, которые по характеру зависимостей $\tau_{-1}/\sigma_{-1}$ близки к данным по чугунам (рис. 1.29, *б*).

Многочисленные литературные данные свидетельствуют о том, что предел выносливости при растяжении — сжатии $\sigma^{р-с}_{-1}$ существенно ниже, чем при круговом изгибе. В среднем $\sigma^{р-с}_{-1} = 0{,}8\sigma_{-1}$, хотя в некоторых случаях указанный спад еще более значителен (до 0,68). Это отражает повсеместно фиксируемое правило, согласно которому выносливость в случае неоднородного напряженного состояния увеличивается по сравнению с однородным. При этом, чем выше градиент напряжений, тем значительнее прирост предела выносливости. Данное правило однозначно соблюдается в связи с изменением размеров образцов при испытаниях на изгиб и кручение и может рассматриваться как одно из проявлений масштабного фактора усталости металлов. Роль градиента напряжений была также

обнаружена при испытаниях на кручение: Г. Мур и Дж. Коммерс установили, что предел выносливости стальных трубчатых тонкостенных образцов $\tau_{-1}^{тр} = 0,81\ \tau_{-1}$ сплошных образцов. В соответствии с данными работы [2] соотношение $\tau_{-1}^{тр}/\tau_{-1}$ изменялось от 0,81 для низкоуглеродистой стали до 0,98 для высокопрочной хромовольфрамомолибденовой стали.

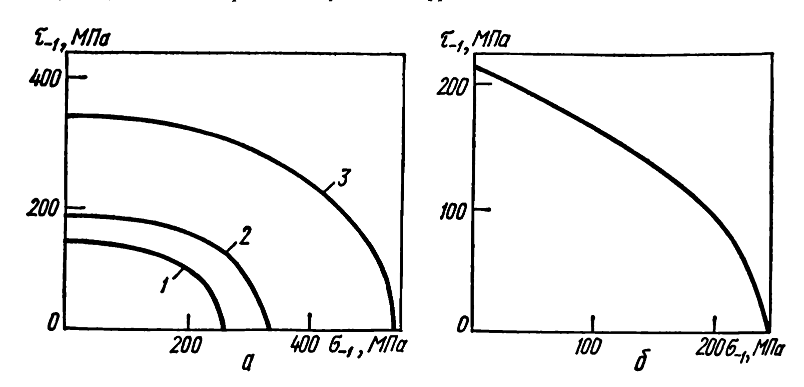



Рис. 1.29. Зависимости предела выносливости от условий совместного нагружения изгибом и кручением низкоуглеродистых сталей (*а*), содержащих 0,1 % С (*1*), 3 % Ni (*2*), 3,5 % Ni и 1 % Cr (*3*), а также чугуна (*б*).

Предел выносливости повышается в связи с усилением неоднородности напряженного состояния, которая обеспечивается, прежде всего, за счет увеличения градиента напряжений в изделиях. Так, для конструкционных сплавов при плоском изгибе предел выносливости существенно выше (на 18—27 %) в сравнении с круговым изгибом [28] (табл. 1.6). В последнем случае действию максимальных нормальных напряжений подлежат все периферийные волокна по периметру образца, в то время как при плоском изгибе максимально нагружены только немногочисленные волокна, которые находятся на наибольшем расстоянии от нейтральной оси образца.

Таблица 1. 6. **Пределы выносливости конструкционных сплавов при плоском и круговом изгибах**[*1] [28]

| Материал | Термообработка | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_{-1}^{п.и}$, МПа[*2] | $\sigma_{-1}$, МПа | $\frac{\sigma_{-1}^{п.и}}{\sigma_{-1}}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Сталь 20 | Отжиг | 400 | 230 | 243 | 193 | 1,26 |
| Сталь 60С2 | « | 760 | 465 | 460 | 386 | 1,19 |
| Сталь 60С2 | Закалка с отпуском | 1080 | 920 | 583 | 494 | 1,18 |
| Дуралюмин Д 16 | В состоянии поставки | 533 | 420 | 125 | 98 | 1,28 |

[*1] С целью устранения возможного дополнительного влияния фактора формы образца оба вида испытаний выполнены на цилиндрических образцах в условиях консольного изгиба;

[*2] $\sigma_{-1}^{п.и}$—предел выносливости при плоском изгибе.

Таблица 1.7. **Влияние формы образца на предел выносливости при изгибе*** [29]

| Форма поперечного сечения | $\sigma_{-1}$, МПа, при $\sigma_в$, МПа | | | |
|---|---|---|---|---|
| | 386 | 634 | 1057 | 529 |
| Круглая | 147 | 187 | — | — |
| Прямоугольная | — | 197 | — | — |
| Трубчатая | 168 | 198 | 566 | 323 |
| Двутавровая | — | 200 | — | — |
| Крестовидная | — | 204 | 636 | 352 |

* С целью обеспечения идентичности условий по градиенту напряжений высота образцов была принята одинаковой для всех форм поперечного сечения.

Предел выносливости также значительно зависит от формы образца, увеличиваясь с уменьшением объема материала, который находится в области максимальных напряжений (табл. 1.7). Это в равной степени касается круглых и трубчатых образцов, поскольку в последнем случае изгибающий момент обеспечивается за счет вовлечения в работу большого количества максимально нагруженных периферийных волокон.

Для объяснения влияния вида и способа нагружения, а также формы образца на выносливость металлических сплавов различными авторами привлекались следующие представления.

**Технологическая концепция.** Во всех случаях выносливость поверхностных слоев изделий отличается от таковой для внутренних в связи с влиянием механической обработки (наклеп, остаточные напряжения). Поэтому при неоднородном напряженном состоянии доминирующей становится роль поверхностных слоев, в то время как при усталости однородно нагруженных изделий в большей мере в обеспечение выносливости вовлекаются их внутренние слои. Однако такой подход не объясняет различий в выносливости, которые сохраняются также после вакуумного отжига испытываемых образцов.

**Гистерезисная концепция** (И. А. Одинг, М. Кавамото и др.). Оценка пределов выносливости выводится обычно из представлений теории упругости, в то время как в связи с образованием петли гистерезиса реальные напряжения на поверхности при изгибе и кручении сплошных образцов меньше расчетных. Это проявляется в кажущемся возрастании номинальных пределов выносливости при изгибе по отношению к растяжению — сжатию. Однако на основании анализа данных М. Кавамото [29] показано [28], что такое объяснение не может быть достаточно полным, поскольку оно не учитывает влияния на выносливость абсолютных размеров образцов.

**Концепция фактора энергии трещииообразования.** При испытании на изгиб максимальные напряжения возникают лишь в узком периферийном участке образца, что затрудняет трещинообразование в сравнении с материалом, который находится в поле однородных максимальных напряжений. Это подтверждают экспериментальные наблюдения сравнительной долговечности на стадии образования трещины образцов при изгибе и растяжении — сжатии.

**Статистическая концепция.** В связи с увеличением объема металла, находящегося в условиях максимальных напряжений, возрастает вероятность вовлечения в разрушение «слабого звена», т. е. участков материала с наибольшей дефектностью. Статистический аспект выносливости метал-

лов, развитый в работах В. Вейбулла и Н. Н. Афанасьева, находит, в частности, убедительное подтверждение в связи с анализом влияния на выносливость формы образца, а также при сравнении пределов выносливости круглых образцов при плоском и круговом изгибах. Привлечение подобного рода объяснений будет необходимо при изучении влияния на выносливость концентрации напряжений и масштабного фактора.

## 1.5. Влияние на усталость концентрации напряжений и масштабного фактора

При наличии в образцах и изделиях конструктивных надрезов, отверстий, выточек, а также резком изменении сечений возникает местное повышение напряжений, именуемое концентрацией напряжений. Как видно из рис. 1.30 на примере цилиндрического образца с кольцевой выточкой, у дна концентратора возникает объемное напряженное состояние, которое характеризуется главными напряжениями $\sigma_1$, $\sigma_2$, и $\sigma_3$. Зависимость между максимальным нормальным напряжением $\sigma_{max}$, найденным из соотношений теории упругости, и средним номинальным напряжением $\sigma_н$ может быть записана выражением

$$\sigma_{max} = \alpha_\sigma \sigma_н. \qquad (1.16)$$

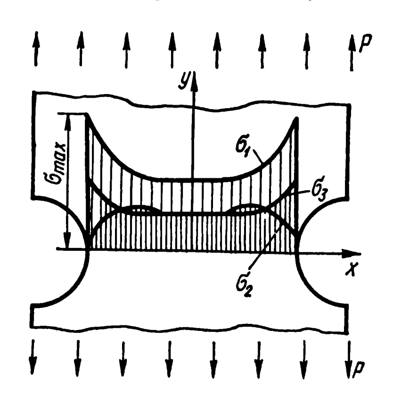



Рис. 1.30. Распределение напряжений в образце с надрезом.

Кроме теоретического коэффициента концентрации напряжений $\alpha_\sigma$ весьма важным показателем возникающей в образце концентрации напряжений является градиент напряжений у дна концентратора, характеризуемый тангенсом угла наклона касательной к эпюре нормальных напряжений или относительным модулем $\bar{G}$:

$$\bar{G} = \frac{1}{\sigma_{max}} \left[ \frac{d\sigma}{dx} \right]_{x=0}. \qquad (1.17)$$

Обе характеристики $\alpha_\sigma$ и $\bar{G}$ могут быть найдены из теоретических решений Г. Нейбера. Методики оценки $\alpha_\sigma$ для наиболее распространенных концентраторов напряжений и случаев нагружения с применением аналитических выражений, а также графических номограмм изложены в руководствах Г. Нейбера [30] и Г. Н. Савина [31]. Значения $\alpha_\sigma$ для различных весьма распространенных видов конструктивных концентраторов при изгибе, растяжении и кручении приведены в табл. 1.8.

Чувствительность к концентраторам напряжений реальных сплавов зависит от их прочности и пластичности, а также условий нагружения (статическое или циклическое). При циклическом нагружении эту чувствительность оценивают эффективным коэффициентом концентрации напряжений

$$K_\sigma = \sigma_{-1}/\sigma_{-1к}, \qquad (1.18)$$

где $\sigma_{-1к}$ — номинальный предел выносливости на образцах с заданным концентратором.

Эффективный коэффициент концентрации напряжений обычно существенно ниже теоретического: он зависит от формы надреза, а также от степени циклической перегрузки, уменьшаясь с ее ростом (рис. 1.31). При этом $K_\sigma$ имеет тенденцию к повышению с ростом содержания углерода и проч-

Таблица 1. 8. **Теоретические коэффициенты концентрации напряжений для некоторых типичных концентраторов [32]**

| Тип концентратора | $\alpha_\sigma$ | Тип концентратора | $\alpha_\sigma$ |
|---|---|---|---|
| *Изгиб и растяжение* | | *Изгиб и растяжение* | |
| Полукруглая выточка на валу при отношении радиуса к диаметру | | Нарезка дюймовая | 2,0 |
| 0,1 | 2,0 | Нарезка метрическая | 2,5 |
| 0,5 | 1,6 | Отверстия при отношении диаметров отверстия и вала 0,1—0,33 | 2,0 |
| 1,0 | 1,2 | Риски от резца | 1,2 ... 1,4 |
| 2,0 | 1,1 | | |
| Галтель при отношении радиуса к диаметру | | *Кручение* | |
| 0,0625 | 1,75 | Галтель при отношении радиуса к диаметру | |
| 0,125 | 1,50 | 0,02 | 1,8 |
| 0,25 | 1,20 | 0,10 | 1,2 |
| 0,5 | 1,10 | 0,20 | 1,1 |
| Переход под прямым углом | 2,0 | Шпоночные канавки | 1,6 ... 2,0 |
| Острая V-образная выточка | 3,0 | | |

ности сталей. Различия между $\alpha_\sigma$ и $K_\sigma$ объясняются перераспределением напряжений, обусловленным текучестью материала и циклической ползучестью, а также влиянием градиента напряжений и масштабного фактора.

В связи с необходимостью сопоставления чувствительности к концентрации напряжений материалов при наличии различных надрезов был введен дополнительный коэффициент чувствительности к концентрации напряжений [10]

$$q_\sigma = \frac{K_\sigma - 1}{\alpha_\sigma - 1}. \tag{1.19}$$

Коэффициент $q_\sigma$ всегда меньше единицы, за исключением случаев, когда в связи с механической обработкой надреза привнесен значительный наклеп или остаточные напряжения, не позволяющие рассматривать деформацию материала с позиций однородного континуума.

Чувствительность ряда конструкционных сплавов к концентрации напряжений при надрезе на пределе усталости показана в табл. 1.9. В целом с ростом прочности материалов их чувствительность к концентрации напряжений увеличивается. Однако такая тенденция сохраняется для сталей до уровня $\sigma_в$ = 1000 МПа, затем происходит некоторый спад $q_\sigma$. Это наглядно иллюстрируется на основании зависимости $q_\sigma$ от твердости сталей [2] (рис. 1.32). Принято считать, что максимальная чувствительность к концентрации напряжений достигается при твердости НВ 300—400. Несмотря на высокую хрупкость чугунов, значение $q_\sigma$ у них бывает близко к нулю.

Это связано с наличием у чугунов графитовых включений, играющих роль структурных надрезов, на которых имеет место «исчерпание» чувствительности к последующим конструктивным надрезам. Здесь кажущееся улучшение структуры чугунов за счет термообработки, переводящей пластинчатый графит в глобулярный, повышает значения коэффициента $q_\sigma$ (табл. 1.9). В свою очередь некоторые пластичные цветные металлы, например медь, отличаются повышенной чувствительностью к концентрации напряжений.

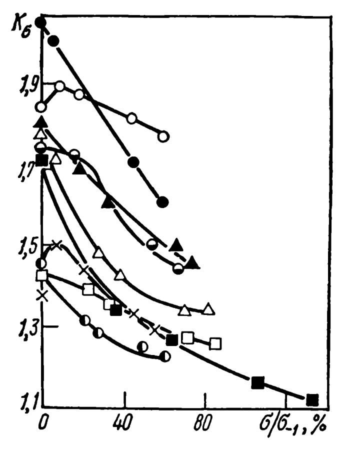



Рис. 1.31. Зависимость эффективного коэффициента концентрации напряжений от циклической перегрузки для сталей с различным содержанием углерода, %:

× — 0,06; △ — 0,22; ▲ — 0,39; ■ — 0,42; ◐ — 0,46; □ — 0,40; ○ — 0,39; (1,6 % Mn); ◒ — 0,59 (нормализация); ● — 0,59 (закалка и отпуск) [10].

С ростом теоретического коэффициента концентрации напряжений за счет увеличения остроты надреза реальная чувствительность к концентрации при циклических нагрузках ослабляется (рис. 1.33). Это, безусловно, связано с усилением роли пластической деформации при циклическом деформировании. Такая же тенденция наблюдается и при повышении уровня циклических нагрузок: в области малоцикловых нагружений коэффициент $K_\sigma$ значительно уменьшается, в то время как при большом количестве циклов испытаний ($10^7$ и более) он может в ряде случаев приближаться к $\alpha_\sigma$.

Параметр $q_\sigma$ весьма существенно зависит от способа изготовления и финишной механической обработки конструктивного концентратора. Привнесение поверхностного наклепа, остаточных напряжений, специфика шероховатости поверхности, с одной стороны, могут принципиально изменить чувствительность изделий к концентрации напряжений при усталости, а с другой — явиться важным средством повышения конструктивной прочности деталей машин.

Наличие концентраторов на образцах и деталях машин приводит к понижению номинальных предельных напряжений при усталости, подсчитанных для аналогичных гладких образцов. Однако [2, 33] при той же выносливости значения локальных предельных напряжений в образцах с концентраторами всегда выше по сравнению с гладкими образцами. Это можно рассматривать как дополнительное доказательство благотворного «поддерживающего» воздействия градиента напряжений на выносливость.

**Масштабный фактор при усталости металлов.** С ростом размера образцов и изделий их выносливость уменьшается, причем наиболее интенсивно падение циклической прочности до диаметров 50—70 мм, затем эффект масштаба монотонно затухает [35, 36]. Учитывая то обстоятельство, что в большинстве стандартных испытательных машин используют образцы диаметром $D_0 = 7 \div 10$ мм, в качестве показателя проявления масштаба изделий при усталости применяют коэффициент

$$\varepsilon_м = \frac{[\sigma_R]_D}{[\sigma_R]_{D_0}}. \qquad (1.20)$$

Здесь $[\sigma_R]_D$ и $[\sigma_R]_{D_0}$ — пределы выносливости материала при заданной асимметрии цикла напряжений $R$ для образцов с диаметром $D$ и $D_0$ соответственно.

Таблица 1. 9. **Пределы выносливости гладких и надрезанных образцов [2]**

| Материал | $\sigma_в$, МПа | $\alpha_\sigma$ | $\sigma_{-1}$, МПа | $\sigma^н_{-1}$, МПа | $K_\sigma$ | $q_\sigma$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Чистая медь отожженная | 254 | 2,3 | — | — | 2,2 | 0,92 |
| Чугун | | | | | | |
| серый с пластинчатым графитом | 345 | 3,1 | 125 | 125 | 1,00 | 0 |
| | 363 | 3,1 | 173 | 110 | 1,57 | 0,27 |
| после термообработки | 483 | 3,1 | 228 | 133 | 1,70 | 0,33 |
| | 575 | 3,1 | 236 | 133 | 1,77 | 0,36 |
| литой с глобулярным графитом | 627 | 3,1 | 298 | 172 | 1,73 | 0,34 |
| Сталь | | | | | | |
| 40 | 350 | 4,0 | 190 | 150 | 1,28 | 0,093 |
| 50 | 589 | 4,0 | 270 | 180 | 1,50 | 0,16 |
| 70 | 693 | 4,0 | 300 | 200 | 1,50 | 0,16 |
| 85 | 848 | 4,0 | 340 | 230 | 1,49 | 0,163 |
| 100 | 998 | 4,0 | 420 | 270 | 1,53 | 0,176 |
| Алюминиевый сплав АКЧ-1 | — | 2,2 | 135 | 80 | 1,68 | 0,62 |
| Дуралюмин | 400 | 3,25 | 140 | 130 | 1,07 | 0,021 |

Примечание. $\sigma^н_{-1}$—предел выносливости надрезанных образцов.

На рис. 1.34 представлены полученные на основании ряда исследований данные об изменении $\varepsilon_м$ для различных сплавов при трех основных видах испытаний, а на рис. 1.35 — обобщенные данные по результатам испытаний конструкционных сталей [34] в диапазоне значений $D$ от 3 до 20 мм с разной длиной образцов $L$ при испытаниях круговым изгибом. Указанные результаты свидетельствуют о том, что увеличение объема напряженного металла в связи с удлинением образцов служит дополнительным фактором уменьшения выносливости сплавов.

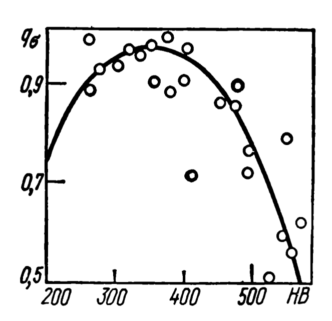


Рис. 1.32. Зависимость коэффициента чувствительности к концентрации напряжений для сталей от их твердости.

Как считают большинство авторов, для проявления масштабного эффекта необходимо наличие градиента напряжений; при испытании на растяжение—сжатие размер изделий на предел выносливости практически не влияет. Однако привнесение в испытания на растяжение—сжатие градиента напряжений за счет концентраторов приводит к существенным проявлениям масштабного эффекта. Для некоторых углеродистых и легированных сталей при анализе изменения предела выносливости при изгибе в связи с варьированием градиента напряжений из-за увеличения диаметра образца обнаружено [33], что экстраполяция данных на нулевой градиент

напряжений приводит к пределу выносливости, который наблюдается при растяжении—сжатии. На основании этого была выведена формула для прогнозирования предела выносливости при изгибе с учетом масштабного фактора:

$$\sigma_{-1} = \sigma_{-1}^{p-c} (1 + \tilde{\alpha}\eta_{\sigma}), \qquad (1.21)$$

где $\sigma_{-1}^{p-c}$ — предел выносливости при растяжении—сжатии; $\tilde{\alpha}$ — коэффициент влияния относительного градиента напряжений (изменяется в пределах 0,3—0,7); $\eta_{\sigma}$ — относительный градиент напряжений.

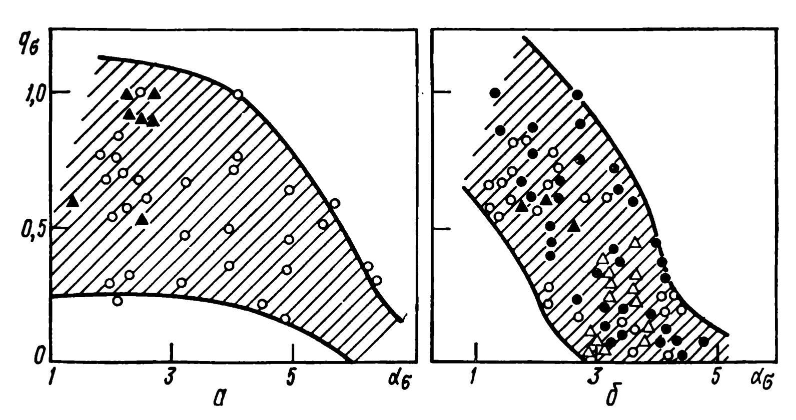



Рис. 1.33. Зависимость коэффициента чувствительности к концентрации напряжений от теоретического коэффициента концентрации напряжений для испытаний при растяжении (*а*) и изгибе (*б*):

○, ● — углеродистые и легированные стали; ▲ — легкие сплавы; △ — чугуны [18].

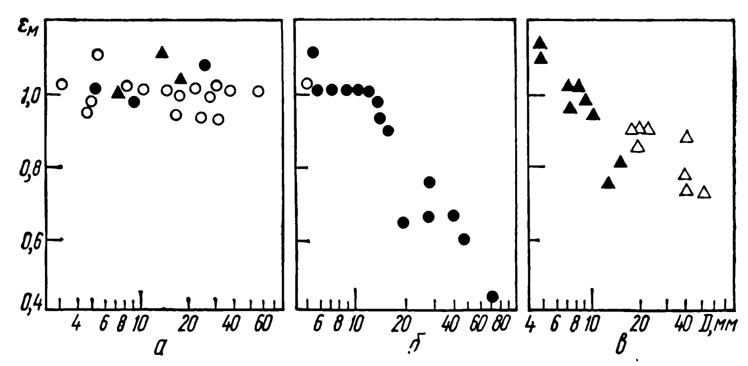



Рис. 1.34. Изменение коэффициента влияния $\varepsilon_{м}$ абсолютных размеров поперечного сечения на предел выносливости в зависимости от диаметра образца в случае испытаний при растяжении—сжатии (*а*), кручении (*б*) и изгибе (*в*) (условные обозначения соответствуют принятым на рис. 1.33) [2].

При подобном подходе статистическому фактору отводится незначительная роль, что не подтверждается рядом опытов, например установленным влиянием на усталость формы образцов, а также сравнительными испытаниями круглых образцов в одной плоскости и при изгибе с вращением (см. п. 1.4). Дополнительный аргумент в пользу учета статистического фактора — проявление масштабного эффекта по длине образцов: увеличение

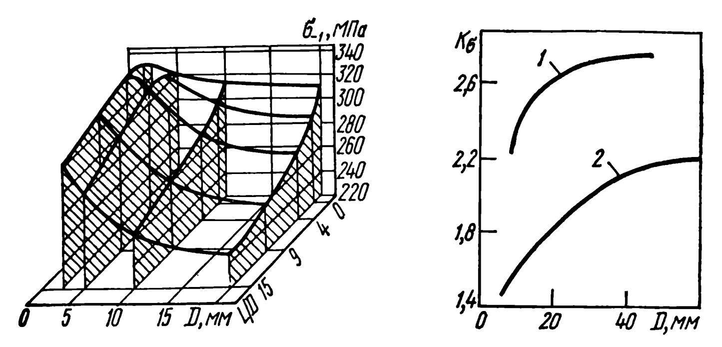



Рис. 1.35. Зависимость предела выносливости углеродистых сталей от диаметра поперечного сечения $D$ и относительной длины рабочей части $L/D$ образца.

Рис. 1.36. Зависимость эффективного коэффициента концентрации напряжений от диаметра образца для высокопрочной хромоникелевой (*1*) и низкоуглеродистой (*2*) сталей [2].

длины образцов приводит к масштабному эффекту, соизмеримому с эффектом диаметра образцов [34] (см. рис. 1.35). Так, при четырехкратном увеличении длины образцов из пружинной проволоки (сталь 70ХФА) предел выносливости уменьшается на 20 % [13].

Масштабный эффект при усталости значительно сильнее проявляется в материалах с высокой прочностью. Это, по-видимому, связано с повышением их чувствительности к внутренним структурным дефектам. С другой стороны, материалы, отличающиеся структурной неоднородностью (чугуны, литые, алюминиевые и магниевые сплавы), более сильно реагируют на изменение размера образцов. При оценке масштабного эффекта усталости различных сталей, вероятно, не всегда учитывается технологический фактор, связанный с их прокаливаемостью при закалке. С увеличением размера образцов и изделий при их финишной термической обработке может возникнуть структурный градиент, который также привнесет различия в сопротивление усталости разномасштабных изделий. Причиной такого структурного градиента может стать и ухудшение качества металла поковки или отливки с увеличением абсолютных размеров деталей и изделий.

Рассеивание экспериментальных данных с ростом размера испытываемых образцов, согласно [36], увеличивается, что приводит к расширению диапазона разброса коэффициента $\varepsilon_м$ (см. формулу 1.20). Однако такой вывод недостаточно обоснован и, по-видимому, отражает снижение достоверности оценок выносливости с ростом размеров образцов в связи с уменьшением и количества при испытаниях. На основании статистических подходов показано [37], что разброс данных в крупных образцах должен уменьшаться.

Наличие в образцах и деталях машин концентраторов напряжений является дополнительным фактором, усиливающим спад выносливости по

мере увеличения геометрических размеров. Для одного и того же материала влияние масштаба изделий становится более существенным по мере увеличения теоретического коэффициента концентрации напряжений. С другой стороны, обнаруживается возрастание эффективных коэффициентов концентрации напряжений по мере роста размера изделий при прочих равных условиях испытаний. Согласно зависимостям, полученным С. Филипсом и Е. Хейвудом (рис. 1.36), с увеличением диаметра образцов при испытаниях на осевое растяжение коэффициент $K_\sigma$ непрерывно повышается, монотонно приближаясь к предельным значениям, получаемым из теоретических оценок $\alpha_\sigma = 2{,}8$ [2]. Такая тенденция более ощутима для высокопрочной стали, чем для низкоуглеродистой пластичной.

В гладких образцах проявление масштабного эффекта усиливается при напряжениях выше предела выносливости. В частности, для области циклических перегрузок был замечен [2] масштабный эффект увеличения длины образцов, который на пределе выносливости не обнаруживался. Показано [33], что с увеличением перегрузки на образцах с концентраторами напряжений спад выносливости становится более существенным.

На основании асимптотических зависимостей предела выносливости от диаметра образца сделаны попытки приближенной оценки предела выносливости $\sigma_{-1}^x$ образцов любого диаметра $D_x$ по пределам выносливости $\sigma_{-1}^{(1)}$ и $\sigma_{-1}^{(2)}$ образцов двух диаметров (соответственно $D_1$ и $D_2$) [10]:

$$\sigma_{-1}^x = \sigma_\infty + (\sigma_{-1}^{(1)} - \sigma_{-1}^{(2)})/\left(\frac{D_x^2}{D_1^2} - \frac{D_x^2}{D_2^2}\right), \tag{1.22}$$

где

$$\sigma_\infty = \sigma_{-1}^{(1)} - \frac{\sigma_{-1}^{(1)} - \sigma_{-1}^{(2)}}{1 - D_1^2/D_2^2}. \tag{1.23}$$

Аналогично при кручении

$$\tau_{-1}^x = \tau_\infty + \frac{\tau_{-1}^{(1)} - \tau_{-1}^{(2)}}{D_x^2/D_1^2 - D_x^2/D_2^2}. \tag{1.24}$$

Для объяснения масштабного эффекта при усталости металлов привлекаются статистические, энергетические и технологические представления, которые уже упоминались при объяснении влияния на выносливость способа нагружения и формы изделий. Дополнительный анализ этих представлений будет дан при рассмотрении гипотез усталостной прочности конструкционных материалов.

## 1.6. Влияние состояния поверхностных слоев

Поверхностные слои играют особую роль при усталости, поскольку у свободной поверхности металлических изделий происходит образование микротрещин, инициирующих разрушение. По указанной причине выносливость, особенно многоцикловая, зависит от состояния поверхности и условий формирования поверхностных слоев. В свою очередь, они в конечном счете определяются видом и режимами операций финишной механической обработки изделий.

На усталостную прочность могут влиять следующие факторы, возникающие в результате механической обработки:

1) шероховатость поверхности и связанное с ней распределение микронеровностей, рисок, надрезов и других дефектов поверхности;

2) механический наклеп поверхностных слоев;

3) остаточные напряжения;

4) вероятные явления возврата, рекристаллизации, а также структурные и фазовые превращения, связанные с нагревом поверхности при обработке.

Эти факторы действуют комплексно, однако имеются попытки оценки роли каждого из них при усталости металлов. Повышение чистоты поверхности образцов и связанное с ним ослабление влияния рисок, надрезов и микронеровностей благотворно сказываются на выносливости конструкционных сплавов. В определенной мере приближенно можно следующим образом расположить различные виды механической обработки (в порядке повышения пределов выносливости сплавов): фрезеровка, черновое точение, чистовое точение, шлифовка, суперфиниш, а также полировка. В табл. 1.10 приведены сравнительные данные, характеризующие относительный уровень пределов выносливости сталей [38]. Степень влияния поверхностных дефектов и неровностей усиливается с ростом прочности сталей. Из диаграмм усталости, приведенных на рис. 1.24, следует, что полировка патентированной проволоки из стали У9А повышает предел выносливости при изгибе с вращением с 280 до 370 МПа. Эффект полировки уменьшается по мере роста амплитуды прикладываемых напряжений [19].

Таблица 1.10. **Отношение (%) предела выносливости после обработки поверхности к таковому после полировки конструкционных сталей [38]**

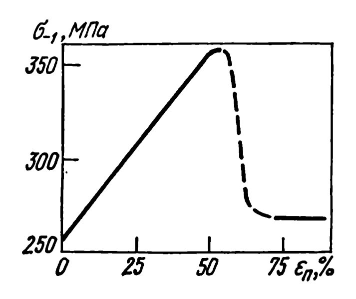
| Вид обработки поверхности | Сталь с пределом прочности, МПа | | |
|---|---|---|---|
| | 470 | 950 | 1420 |
| Тонкое полирование, притирка | 100 | 100 | 100 |
| Суперфиниш | 95 | 93 | 90 |
| Чистовое шлифование | 93 | 90 | 88 |
| Обработка резцом | 90 | 80 | 70 |
| Поверхность с окалиной после прокатки | 70 | 50 | 35 |

Таблица 1.11. **Глубина наклепанного слоя при механической обработке [38]**

| Вид механической обработки | Глубина наклепанного слоя, мм |
|---|---|
| Шлифование | 0,02—0,03 |
| Точение чистовое | 0,05 |
| Шевингование | 0,1 |
| Фрезерование цилиндрическое | 0,12 |
| Зубофрезерование | 0,12—0,14 |
| Сверление | 0,15 |
| Развертывание | 0,2 |
| Точение черновое | 0,2—0,5 |
| Дробеструйная обработка | 0,5—0,7 |
| Обкатка роликами | 2,0—10,7 |

На циклическую прочность металлов и сплавов может оказывать определенное воздействие наклеп поверхностных слоев изделий, происходящий при механической обработке. В табл. 1.11 указана глубина наклепанного слоя, образующегося при различных видах поверхностной механической обработки сталей. Пластическая деформация в этих условиях приводит одновременно к возникновению в изделиях и образцах остаточных напряжений, что затрудняет возможность разделения влияния на вынос-

ливость последних и наклепа металла. Вопрос о мере влияния наклепа на циклическую прочность конструкционных сплавов широко дискутировался, особенно в связи с использованием для упрочнения изделий методов по-



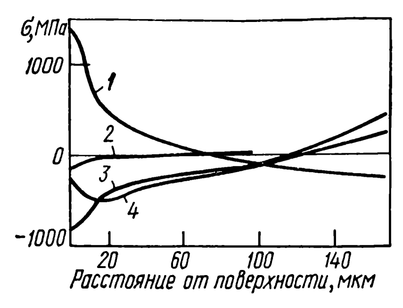




Рис. 1.37. Зависимость предела выносливости низкоуглеродистой стали от сжимающей пластической деформации [17].

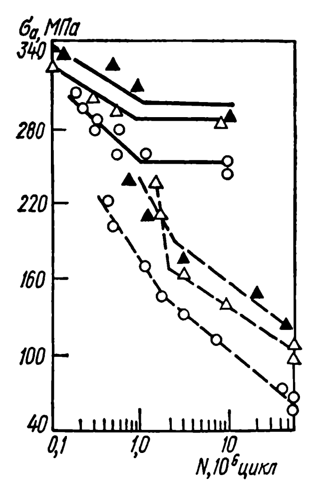
Рис. 1.38. Распределение остаточных напряжений в образцах нормализованной стали 45 после различных видов механической обработки:
1, 2, 3 — силовое, обычное и скоростное точение соответственно; 4 — обкатка роликами [42].

верхностного пластического деформирования (ППД) [38, 39]. Определенное представление о влиянии наклепа «в чистом виде» дают усталостные испытания образцов, вырезанных из заготовок, которые были подвержены одновременной по всему сечению деформации при осевом сжатии или растяжении [17].

Наклеп низкоуглеродистой стали при деформировании сжатием приводит к монотонному повышению предела выносливости по мере роста деформации вплоть до значений номинальной пластической деформации $\varepsilon_п = 50$ % (рис. 1.37). Затем обнаружен спад величины $\sigma_{-1}$ практически до исходного уровня. Пластическая деформация при равномерном растяжении в целом также оказывает благоприятное влияние, хотя в области малых степеней $\varepsilon_п = 2 \div 3$ % предела выносливости становится значительно ниже уровня, зафиксированного для стали в исходном недеформированном состоянии [40].

Существует однозначное мнение, что вклад остаточных напряжений, формирующихся в изделии при механической обработке, может существенно превосходить вклад наклепа металла. По указанной причине влияние тех или иных видов механической обработки поверхности изделий на их усталостную прочность контролируется возникающими при этом в поверхностных слоях остаточными напряжениями. Обычная токарная обработка, как правило, не создает заметных остаточных напряжений [41, 42] (рис. 1.38). При скоростном точении, связанном с образованием за счет местного нагрева нетравящихся белых слоев (представляющих собой специфическую дисперсную структуру мартенсита и остаточного аустенита), у поверхности появляются существенные сжимающие напряжения, которые благоприятно сказываются на циклической прочности. Один из прогрессивных в технологическом отношении видов обработки — силовое точение создает специфическую систему остаточных напряжений с высокими растягивающими напряжениями у поверхности, что отрицательно сказывается на циклической прочности как на воздухе, так и в коррозионной среде (рис. 1.39).

Возникающие при механической обработке остаточные напряжения зависят от структуры и уровня прочности обрабатываемой стали. Абсолютные значения остаточных напряжений увеличиваются с ростом прочности стали, они максимальны для мартенсита, снижаются при переходе к структурам высокого отпуска (сорбит) и минимальны для стали в отожженном состоянии. При финишной обработке изделий шлифованием сохраняется технологическая наследственность предшествующих операций резания, при этом остаточные напряжения у поверхности достигают 60—70 % исходных [41, 42]. Следовательно, при формировании прочностных свойств деталей машин должен учитываться весь цикл механической обработки.



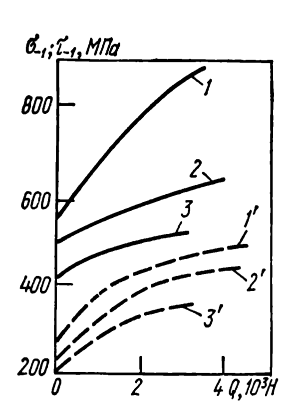




Рис. 1.39. Диаграммы усталости образцов нормализованной стали 45 после различных режимов точения — силового (○), обычного (△) и скоростного (▲) (сплошные линии — на воздухе, штриховые — в 3%-ном растворе NaCl) [42].

Рис. 1.40. Зависимость предела выносливости от интенсивности обкатки для стали 18Х2Н4ВА со структурами мартенсита (*1, 1'*), троостита (*2, 2'*) и сорбита (*3, 3'*) (сплошные линии — изгиб, штриховые — кручение).

Благоприятная роль сжимающих напряжений очевидна из диаграмм предельных напряжений при наличии средних сжимающих напряжений, поскольку последние приводят к росту циклической прочности. Такое влияние усиливается с повышением хрупкости материалов, у которых разрушение контролируется уровнем критических растягивающих напряжений.

В числе наиболее эффективных и широко используемых способов повышения циклической прочности деталей машин получили распространение различные виды ППД, основанные на создании в поверхностных слоях высоких остаточных напряжений сжатия [38, 43]. Наиболее часто применяемые виды ППД — обкатка изделий роликами, дробеструйная обработка, чеканка. Типичные детали, упрочняемые методами ППД,— валы, оси, торсионы, пластинчатые пружины, цилиндры, штоки и колонны прессов, шестерни и другие изделия. Значительное повышение циклической прочности достигается при специальном ППД конструктивных концентраторов,

в том числе различных резьбовых соединений. Уровень остаточных сжимающих напряжений при обкатке может существенно превосходить по величине уровень напряжений, возникающих при обработке резанием (см. рис. 1.38), что обусловливает соответственно значительный прирост как предела выносливости, так и ограниченной долговечности (см. рис. 1.39).

С увеличением нагрузки при обкатке выносливость металлических сплавов сначала растет, достигая насыщения, а далее возможен спад циклической прочности (эффект перенаклепа) (см., например, рис. 1.40). ППД

**Таблица 1. 12. Зависимость предела выносливости после ППД от структуры и свойств материала [43]**

| Сталь | Структура | Твердость *HRC* | $\sigma_{0,2}$, МПа | Нагрузка обкатки, кН | $\sigma_{ост}$, МПа | $\sigma_{-1}$, МПа | $\Delta\sigma_{-1}$, % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 18Н2Н4ВА | Сорбит | 25—28 | 875 | 0 | — | 450 | 18 |
| | | | | 2,8 | 1000 | 530 | |
| | Троостит | 34—37 | 1100 | 0 | — | 520 | 25 |
| | | | | 3,6 | 1500 | 650 | |
| | Мартенсит | 37—40 | 1310 | 0 | — | 560 | 55 |
| | | | | 3,6 | 1500 | 870 | |
| 38ХС | Сорбит | 32 | 950 | 0 | — | 560 | 19 |
| | | | | 3,6 | 1300 | 670 | |
| | Троостит | 42 | 1370 | 0 | — | 640 | 25 |
| | | | | 3,6 | 1600 | 800 | |
| | Мартенсит | 52 | 1830 | 0 | — | 680 | 38 |
| | | | | 6,0 | 2200 | 940 | |
| 45ХН2МФА | Сорбит | 37—39 | 1230 | 0 | — | 620 | 25 |
| | | | | 3,6 | 1500 | 780 | |
| | Троостит | 42—43 | 1410 | 0 | — | 650 | 21 |
| | | | | 3,6 | 1800 | 790 | |
| | Мартенсит | 52—54 | 1900 | 0 | — | 670 | 34 |
| | | | | 6,0 | 2300 | 900 | |
| 65ХС2ВА | Мартенсит | 59—60 | 2050 | 0 | — | 635 | 1,5 |
| | | | | 6,0 | 2600 | 650 | |

Примечание. $\sigma_{ост}$—остаточные сжимающие напряжения; $\Delta\sigma_{-1}$—прирост предела выносливости в результате обкатки.

по-разному влияет на выносливость конструкционных сталей с различным структурным состоянием и твердостью (табл. 1.12): эффективность ППД повышается для сталей в высокопрочном состоянии для структур мартенсита и троостита [43]. Это позволяет существенно поднять отношение $\varkappa = \sigma_{-1}/\sigma_в$, которое имеет тенденцию к снижению для высокопрочных состояний при $\sigma_в > 1500$ МПа. Отмечается также специфика усталостных изломов образцов после ППД. В отличие от образцов без упрочнения в образцах после ППД очаг разрушения, в котором происходит инициирование усталостной трещины, смещается под поверхность — в область, где происходит переход от сжимающих к растягивающим остаточным напряжениям.

При использовании для повышения выносливости объемного наклепа и ППД следует принимать во внимание возможную релаксацию остаточных напряжений под воздействием вибрационного нагружения. Устойчивость остаточных напряжений при циклическом нагружении достигается в ус-

ловиях так называемого адиректного нагружения (когда оси главных напряжений, возникающих при холодном наклепе и рабочем циклическом нагружении, по своим направлениям существенно отличаются) [44]. Вторым дополнительным условием устойчивости остаточных напряжений является наличие умеренного уровня прикладываемых циклических и средних статических напряжений; не случайно эффективность ППД в области малоцикловой и квазистатической выносливости сплавов понижается.

Предложены [42] способы фрикционной упрочняющей обработки (ФРУО) поверхностей деталей машин из сталей и чугунов: скоростное резание и обработка, связанная с интенсивным скоростным фрикционным вдавливанием в обрабатываемую поверхность быстро вращающегося диска-упрочнителя. Наряду с образованием в поверхностных слоях высоких сжимающих остаточных напряжений (см. рис. 1.38) в результате подведения концентрированных потоков энергии в зоче фрикционного контакта происходят фазово-структурные превращеня металла с образованием нетравящихся белых слоев. Таким образом, в данном случае наряду с высокими остаточными сжимающими напряжениями для повышения выносливости используется эффект поверхностного термического упрочнения вместо не очень значительного эффекта деформационного упрочнения, реализуемого при ППД. Влияние ФРУО на выносливость сталей может существенно превосходить эффект ППД (см. рис. 1.39); особое значение имеет резкое повышение при ФРУО коррозионно-усталостной прочности углеродистых и низколегированных сталей (см. п. 1.7).

Независимо от условий финишной обработки металлов важная роль поверхностных слоев при усталости определяется также их повышенной способностью к пластическому деформированию. Так, детальные исследования [45] позволили установить, что локальный предел текучести мартенситных сталей и титановых сплавов составляет всего 37—41 % макроскопического, при этом толщина поверхностного слоя с аномальным пределом текучести лежит в диапазоне 0,05—0,22 мм.

## 1.7. Коррозионная усталость металлов и сплавов

Под коррозионной усталостью подразумевают повреждаемость и разрушение металлов в деталях машин и изделиях при воздействии циклически изменяющихся напряжений и коррозионной среды. Такое совместное действие усугубляет работу конструкционных сплавов в изделиях, понижая их долговечность и пределы выносливости. Большие убытки от коррозионной усталости несут морской и речной транспорт, энергетика, нефтегазодобывающая, химическая и другие виды промышленности. Известен ряд катастроф, связанных с коррозионной усталостью металов в морских судах, самолетах, двигателях, строительных сооружениях и т. п. Воздействию агрессивных, в том числе коррозионных, сред уделяется все большее внимание в связи с тенденцией повышения требований к прочности используемых в технике сплавов.

Согласно электрохимической гипотезе Эванса и его последователей начальные стадии коррозионно-механического разрушения связаны с электрохимической гетерогенностью отдельных микроструктурных составляющих сплава, которая проявляется в образовании локализованных анодных и катодных участков и последующем питтингобразовании в местах локального растворения металла. Электрохимическая гетерогенность обычно усугубляется наличием на поверхности изделий дефектов типа неметаллических включений, рисок, пор, царапин и т. п. Кроме этого, при образовании на поверхности металла полос скольжения атомы деформируемых микрообъемов характеризуются повышенной энергией, что способствует облегчению анодного растворения металла и образованию зародышевых трещин коррозионной усталости,

Несмотря на большую вероятность реализации для многих металлов процессов, предсказываемых электрохимической гипотезой коррозионной усталости, ее нельзя признать универсальной, поскольку она не может объяснить снижение прочности и долговечности в ряде систем металл — среда, когда отсутствует питтингообразование, в том числе при воздействии обез-

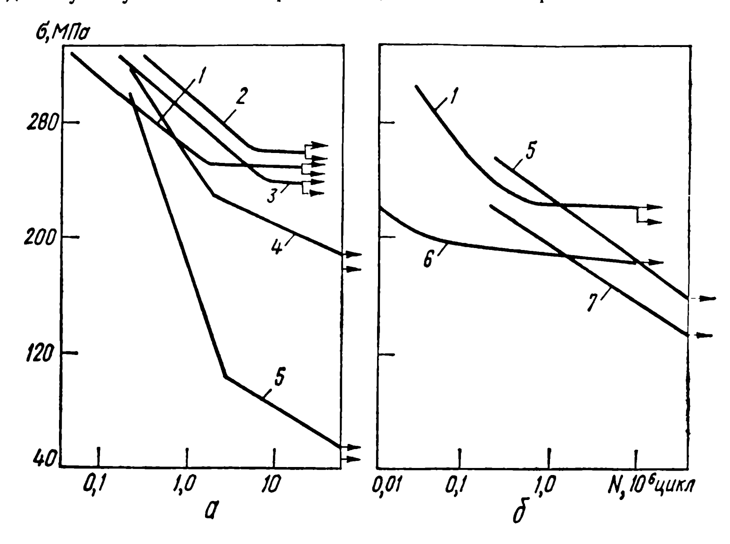



Рис. 1.41. Диаграммы усталости образцов сталей 45 (*а*) и 08Х18Н10Т (*б*) при испытаниях:

*1* — на воздухе; *2* — в вазелиновом масле; *3* — в 2%-ном растворе олеиновой кислоты; *4* — в дистиллированной воде; *5* — в 3%-ном растворе NaCl; *6* — при 500 К; *7* — при периодической подаче коррозионной среды на нагретый до 500 К образец [47].

воженных нейтральных сред. Для объяснения такого рода эффектов с целью углубленного анализа механизма начальных стадий процесса разрушения предложена [46] более универсальная адсорбционно-электрохимическая гипотеза коррозионной усталости металлов. Согласно ей первичным актом взаимодействия среды с металлом является адсорбция молекул среды, которая в соответствии с термодинамическими условиями активации поверхности может проходить по механизму физической или химической адсорбции. В зависимости от рассматриваемой системы металл — среда адсорбция может усугублять протекание процессов анодного растворения или стимулировать наводороживание катодных участков металла. Специальными экспериментами в обезвоженных кислотах и маслах была также показана возможность чисто адсорбционного снижения прочности при циклическом нагружении, названная адсорбционной усталостью. Соответственно процессы, протекающие при контролирующем воздействии наводороживания, получили название водородной усталости металлов [47]. Адсорбционный фактор коррозионной усталости может проявляться в механизме понижения прочности на стадии зарождения и распространения трещины, что объясняется принципиальными различиями в условиях распределения напряжений и пластического течения на гладкой поверхности и в вершине трещиновидного концентратора.

**Коррозионная усталость различных сплавов.** Коррозионная усталость как явление дополнительного, иногда весьма кардинального, снижения выносливости характерна практически для всех конструкционных сплавов на основе железа, алюминия, магния, титана, меди, никеля и других металлов. Интенсивность такого влияния зависит помимо частоты, асимметрии, геометрии поверхности и т. п. от природы и структуры сплава и агрессивности среды. К наиболее изученным относится коррозионно-усталостное повреждение углеродистых и низколегированных сталей при взаимодействии с водой. В этих сталях в указанных условиях значительно снижается выносливость, причем процесс усугубляется по мере уменьшения уровня напряжений и соответственно увеличения длительности нагружения (рис. 1.41). Для железа, сталей и многочисленных других сплавов отсутствует физический предел коррозионной выносливости, а диаграммы усталости представляются в виде двух наклонных линейных участков. Точка пересечения этих участков связана с изменением механизма разрушения при переходе из области малоцикловой в область многоцикловой усталости. В связи с отсутствием ФПВ принято оценивать условный предел выносливости на заданной базе испытаний, которая обычно увеличивается до $2 \cdot 10^7$ и более циклов.

Таблица 1. 13. **Пределы выносливости стали 45 в различном структурном состоянии [48]**

| Структурное состояние | $\sigma_{-1}$, МПа | | | |
|---|---|---|---|---|
| | на воздухе | в водопроводной воде | в 3 %-ном растворе NaCl | в сероводородной воде (85 мг/л$H_2S$) |
| Перлит-феррит | 285 | 175 | 120 | 105 |
| Сорбит | 425 | 225 | 155 | 135 |
| Троостит | 715 | 250 | 170 | 160 |
| Мартенсит | 640 | 95 | 55 | 30 |

Снижение многоцикловой выносливости и ее условного предела зависит от структуры стали, усиливаясь по мере повышения ее прочности и при переходе от равновесных структур отжига и высокого отпуска к трооститу и мартенситу (табл. 1.13). Например, условный предел выносливости в морской воде широко распространенной стали 45 снижается более чем в десять раз. Такая особенность и объясняет принципиальное различие в характере корреляционной зависимости между пределами прочности и выносливости конструкционных сталей в условиях обычной и коррозионной усталости: по мере роста $\sigma_в$, достигаемого обычно за счет увеличения содержания углерода в стали и снижения температуры отпуска, условный предел коррозионной выносливости не увеличивается, а иногда даже снижается (рис. 1.42). Качественно подобное отрицательное влияние коррозионной среды (морская вода) наблюдается также при испытаниях нержавеющих высоколегированных сталей типа 08Х18Н10Т (см. рис. 1.41, *б*). При повышении прочности нержавеющих сталей обнаруживается аналогичная тенденция к стабилизации $\sigma_{-1}$ на уровне, несколько большем, чем для углеродистых и низколегированных сталей (см. рис. 1.42).

Деформируемые термически упрочняемые алюминиевые сплавы весьма чувствительны к воздействию коррозионных, особенно щелочных, сред, в которых условный предел выносливости может снижаться от двух до пяти раз по сравнению с испытаниями на воздухе [48].

Титановые сплавы отличаются высокой коррозионной стойкостью к большинству агрессивных сред. Надлежащий подбор легирования позволяет получить на титановых сплавах $\sigma_в > 1600$ МПа, что, благодаря низкой плотности титана, обеспечивает этим сплавам самую высокую удельную прочность. Вместе с тем титановые сплавы также подвержены синергетическому воздействию механических напряжений и коррозионной среды, однако не столь значительно, как низколегированные и нержавеющие стали. Для сплава ВТ3-1 снижение предела выносливости достигает 10 %

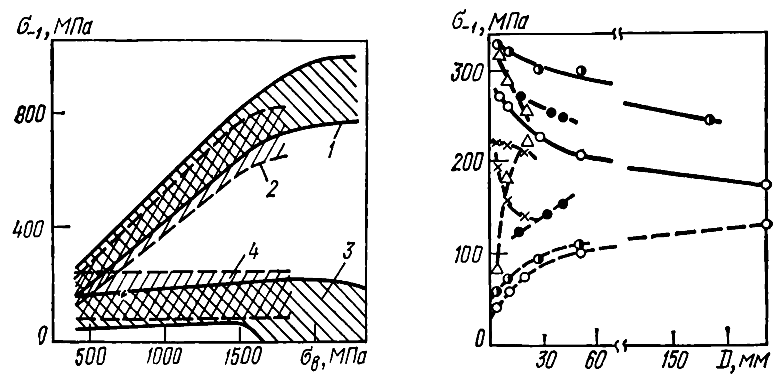



Рис. 1.42. Корреляционные зависимости предела выносливости от предела прочности при испытании на воздухе (*1*, *2*) и в коррозионной среде (*3*, *4*):

*1*, *3* — углеродистые стали; *2*, *4* — нержавеющие стали.

Рис. 1.43. Зависимость предела выносливости стальных образцов от диаметра при испытании на воздухе (сплошные линии) и в 3 %-ном растворе NaCl (штриховые):

○ — сталь 35; ● — сталь 20Х; ◑ — сталь 38Х2Н2МА; △ — сталь 09Х14Н12М; × — сталь 12Х18Н10Т [47].

и усиливается по мере увеличения базы испытаний, для сплава ВТ6 оно находится в пределах 10—30 МПа. Снижение долговечности титановых сплавов в коррозионной среде связано прежде всего с уменьшением времени до зарождения усталостной трещины, в то время как скорость распространения трещины меняется несущественно. Влияние предварительной коррозии титановых сплавов на их выносливость часто очень существенно, и снижение $\sigma_{-1}$ может достигать 125 МПа [48].

Немногочисленные имеющиеся данные свидетельствуют о том, что на предел выносливости технической меди пресная и морская вода влияет весьма слабо. Для латуней и бронз снижение предела выносливости более существенно (10—30 МПа при исходном уровне $\sigma_{-1} = 140 \div 160$ МПа на воздухе).

**Влияние условий нагружения.** Рассмотренные ранее соотношения пределов выносливости при различных видах нагружения значительно изменяются под воздействием коррозионной среды. Так, при коррозионной усталости стали 12Х17Н2 меняется соотношение между пределами выносливости при изгибе $\sigma_{-1}$ и растяжении—сжатии $\sigma_{-1}^{р-с}$ [49]. Если на воздухе названные характеристики были равны 495 и 410 МПа, то в морской воде соответственно 200 и 340 МПа. Такое изменение соотношений $\sigma_{-1}$ и $\sigma_{-1}^{р-с}$ связывают с большей ответственностью за несущую способность при изгибе поверхностных слоев по сравнению с растяжением—сжатием,

когда напряжения распределены равномерно по сечению образца. Поскольку коррозионная среда воздействует главным образом на поверхностные слои, то ее интегральный разупрочняющий эффект становится больше в условиях изгиба.

Установлено [50], что в условиях коррозионной усталости отношение $\tau_{-1}^{-}/\sigma_{-1}$ имеет тенденцию к увеличению и приближается к 1. Это свидетельствует о возрастающей роли нормальных напряжений в процессе зарождения коррозионно-усталостных трещин. Такая роль усиливается по мере повышения прочности сплава и увеличения агрессивности коррозионной среды. В области малоциклового нагружения, связанного со значительными гистерезисными потерями энергии, особенно при испытаниях на кручение, может также быть ослаблен тепловой фактор усталостной повреждаемости сплава.

В диапазоне низких и средних технических частот выносливость сталей в коррозионной среде, оцениваемая количеством циклов до разрушения, в отличие от таковой в инертных средах заметно увеличивается по мере роста частоты нагружения. Так, при испытании низколегированной конструкционной стали в воде с частотой 0,1 и 25 Гц выносливость при одинаковой амплитуде напряжений была соответственно $10^5$ и $10^6$ циклов [48]. По результатам испытаний алюминиевого сплава В95 при частоте 3,3 и 100 Гц установлено, что влияние фактора частоты усиливается по мере снижения уровня циклических напряжений. Если оценка долговечности проводится не в циклах, а в единицах времени, наблюдается обратная тенденция: долговечность изделия с повышением частоты нагружения уменьшается. Это объясняется увеличением электродного потенциала (становится более отрицательным) при повышении частоты нагружения [51].

Активная коррозионная среда усиливает также зависимость выносливости сплавов от асимметрии цикла нагружения. Вероятно, из-за значительного воздействия нормальных напряжений на процессы зарождения и распространения трещин при коррозионной усталости с ростом коэффициента асимметрии $R$ выносливость в коррозионной среде будет снижаться более интенсивно, чем на воздухе. Это подтверждается испытаниями низколегированных сталей, латуней и бронз, проведенными И. А. Степановым и А. Г. Саламашенко [52].

**Малоцикловая коррозионная усталость.** При оценке воздействия коррозионной среды на малоцикловую выносливость сталей и других конструкционных сплавов необходимо исходить, прежде всего, из учета в рамках заданного эксперимента фактора времени воздействия на металл и активной растягивающей составляющей напряжений. С понижением частоты испытаний, а также при изменении формы цикла с синусоидальной на прямоугольную или трапециевидную отрицательное влияние коррозионной среды на малоцикловую выносливость обычно усиливается. Это касается прежде всего сталей, не склонных в условиях воздействия данной среды к коррозионному растрескиванию, например стали 15ХН5Д. Вместе с тем для высокопрочных сплавов, чувствительных к коррозионному растрескиванию, может возрастать роль фактора статических растягивающих напряжений, что приводит к изменению характера зависимости коррозионной малоцикловой выносливости от формы цикла. Вопросы влияния условий нагружения на коррозионно-циклическую трещиностойкость конструкционных сплавов будут подробно рассмотрены в гл. 9 настоящего тома.

**Масштабный фактор при коррозионной усталости.** При коррозионной усталости в области больших баз испытаний наблюдается инверсия масштабного эффекта, в то время как в малоцикловой области сохраняются обычные закономерности, обнаруженные при испытаниях на воздухе и в других инактивных средах (рис. 1.43), т. е. инверсия масштабного эффек-

та при коррозионной усталости проявляется, когда контролирующее значение имеет не механический, а электрохимический фактор. Это было обнаружено [53] при изгибе с вращением гладких образцов диаметром 16, 32 и 40 мм нормализованной стали 20Х (на воздухе с ростом диаметра образца предел выносливости уменьшался, а в воде увеличивался от 125 до 157 МПа) и подтверждено обширными исследованиями [54, 55] в большом диапазоне диаметров от 5 до 200 мм.

Таблица 1.14. **Пределы выносливости при коррозионной усталости стали 45 [48]**

| Среда | $\sigma_{-1}$, МПа, для образцов | |
|---|---|---|
| | гладких | с концентраторами напряжений |
| Воздух | 520 | 165 |
| Вода* | 155 | 135 |
| 3 %-ный раствор NaCl* | 115 | 105 |

* На базе $2\cdot10^7$ циклов.

Инверсия масштабного фактора при коррозионной выносливости наиболее заметна в диапазоне диаметров 5—50 мм, дальнейшее увеличение размера образцов ведет к постепенному затуханию эффекта (рис. 1.43). Описанные закономерности касаются прежде всего различных углеродистых и низколегированных сталей, алюминиевых сплавов и некоторых высокопрочных нержавеющих сталей. В то же время при испытаниях стали 12Х18Н9Т инверсии масштабного эффекта не обнаружено, что, вероятно, связано со щелевой коррозией, которая может проявляться более существенно на образцах больших диаметров [56].

**Влияние концентрации напряжений.** Коррозионная среда ослабляет чувствительность выносливости сплавов к концентраторам напряжений [53]; влияние усиливается по мере повышения агрессивности среды (табл. 1.14) и остроты концентратора. Как показал металлографический анализ, данное явление объясняется коррозионным разъеданием дна концентратора, а также дополнительным возникновением у этого дна разветвленной сетки коррозионно-усталостных трещин как еще одного фактора релаксации напряжений. Понижение чувствительности коррозионной выносливости к концентраторам напряжений усиливается по мере увеличения размера испытываемых изделий (рис. 1.44) [55]. Это подтверждается прежде всего при испытаниях на изгиб образцов из конструкционных сталей диаметром до 200 мм. В области больших баз испытаний коррозионные среды снижают чувствительность стальных и других изделий к микрогеометрии поверхности при механической обработке [53].

**Методы повышения выносливости сплавов в коррозионных средах.** К числу наиболее апробированных методов повышения сопротивления коррозионной усталости сталей и других сплавов относятся различные способы ППД (обкатка, дробеструйный наклеп, чеканка и т. п.). Как и в случае выносливости при отсутствии агрессивных сред, вносимые при ППД в поверхностные слои остаточные сжимающие напряжения — основной фактор улучшения выносливости сплавов. Такой вывод для коррозионной усталости не столь очевиден, как при обычной усталости, поскольку фактор наклепа однозначно усиливает электрохимическую активность поверхностных слоев и, следовательно, не оказывает благоприятного влияния на выносливость в коррозионной среде. Кроме того, при весьма больших базах испытаний благоприятное влияние ППД может резко уменьшаться, как это следует из примеров, приведенных на рис. 1.45 для стали 13Х12Н2ВМФ [48]. Если первоначально долговечность в коррозионной среде находится на уровне долговечности на воздухе, то при $N = 5\cdot10^7$ циклов несущая

способность приближается к условному пределу выносливости неупрочненных образцов. Вероятно, в обкатанных образцах увеличивается продолжительность стадии инициирования коррозионно-усталостной трещи-

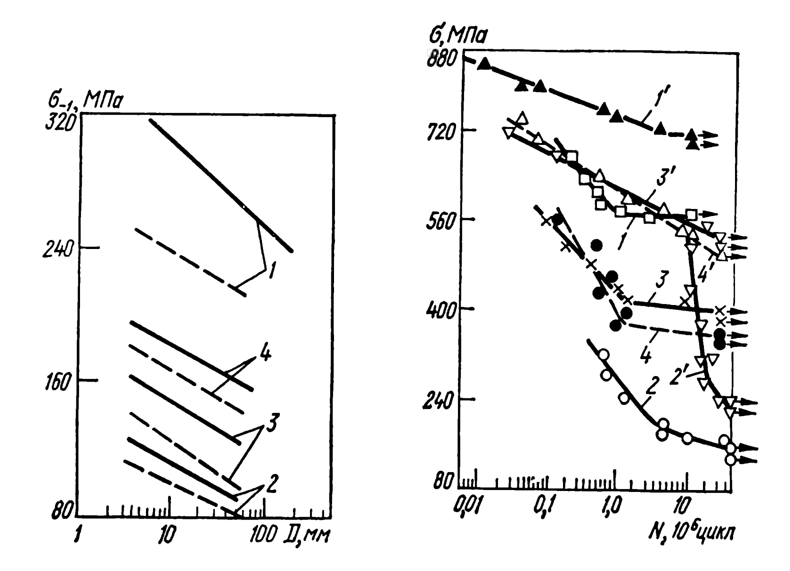



Рис 1.44. Зависимость предела выносливости от диаметра гладких (*1*) и надрезанных (*2—4*) образцов среднеуглеродистых сталей при испытании на воздухе (сплошные линии) и в 3%-ном растворе NaCl (штриховые); *2*, *3*, *4* — $r=0{,}02D$, $0{,}04D$ и $0{,}08D$ соответственно [47].

Рис. 1.45. Диаграммы усталости образцов стали 13Х12Н2ВМФ при испытании:

*1*, *1'* — на воздухе; *2*, *2'* — в 3%-ном растворе NaCl; *3*, *3'* — на воздухе при 673 К; *4*, *4'* — при 673 К и периодическом смачивании водой; *1—4* — закалка от 1293 К, отпуск при 843 К; *1'—4'* — то же, обкатка с усилием 800 Н.

ны, в то время как на больших базах доминирует тривиальный фактор анодного растворения поверхностных слоев образца. Эффективность ППД как метода повышения коррозионной выносливости подтверждена на углеродистых, низколегированных и ряде нержавеющих сталей, а также титановых и алюминиевых сплавах.

Различные виды механической обработки по-разному влияют на коррозионную усталость. Так, в частности, силовое точение ухудшает выносливость в связи с образованием у поверхности остаточных напряжений растяжения.

Чистота поверхности играет второстепенную роль и существенно не изменяет выносливость (как это отмечается на воздухе).

Эффективным средством улучшения выносливости сталей и чугунов являются специальные виды поверхностной механической обработки, в частности ФРУО [58]. При такой обработке в результате поверхностного скоростного выглаживания поверхностей изделий специальными дисками создаются специфические нетравящиеся белые слои, а у поверхности возни-

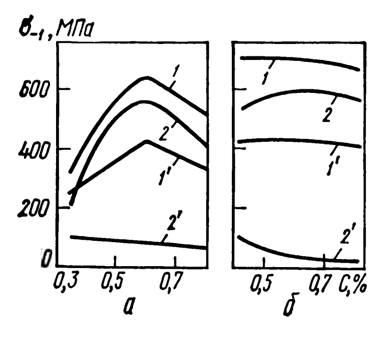



Рис. 1.46. Зависимости предела выносливости образцов из углеродистых улучшенных (*а*) и закаленных и низкоотпущенных (*б*) сталей от содержания углерода:

*1, 1'* — образцы с нетравящимся белым слоем; *2, 2'* — образцы без нетравящегося белого слоя; *1, 2* — испытания на воздухе; *1', 2'* — испытания в 3%-ном растворе NaCl (*D*=20 мм) [47].

кают дополнительно высокие сжимающие напряжения. ФРУО значительно повышает предел выносливости углеродистых сталей, приближая его до значений, достигаемых при испытаниях в инертных средах (рис. 1.46).

## 1.8. Усталость металлов при статическом нагружении

Усталость металлов при циклически изменяющихся повторных нагрузках характерна практически для всех конструкционных материалов. Наряду с ней в инженерной практике имеет значение также усталость материалов при статических длительных выдержках под напряжением, присущая многим конструкционным сплавам при специфических условиях нагружения. Выделяются три типа статической усталости металлических сплавов:

1) замедленное (задержанное) разрушение высокопрочных сплавов;

2) коррозионное растрескивание сплавов при воздействии активных рабочих сред;

3) высокотемпературное разрушение в условиях ползучести.

Поскольку последний тип усталости касается, прежде всего, материалов высокотемпературного назначения и протекает по специфическим механизмам, которые в рамках данного пособия не рассматриваются, мы ограничимся здесь изложением вводных представлений о двух первых типах. Их практическое значение непрерывно возрастает в связи с неуклонной тенденцией к расширению применения высокопрочных конструкционных сплавов.

Статическая усталость и разрушение конструкционных сплавов наблюдаются как в случае длительного приложения внешних рабочих нагрузок, так и под воздействием внутренних напряжений, которые возникают в изделиях при их термической обработке, сварке, поверхностной обработке (в том числе лазерной, нанесении защитных покрытий и т. п.). Количественная оценка фактора внутренних напряжений весьма затруднена и требует обычно использования разрушающих методов их контроля, основанных на постепенном удалении поверхностных слоев изделий. Большую сложность также представляют разделение и взаимный учет внутренних напряжений первого и второго рода, которые обычно дополняют друг друга. В этой связи современные методы испытаний на статическую усталость базируются преимущественно на использовании установок и приспособлений, в которых к образцам прикладывается внешнее нагружение. При статической усталости первостепенное значение имеют растягивающие напряжения.

Типичная схема установки для испытаний на статическую усталость представлена на рис. 1.47. Нагружение консольным изгибом образца *3* осуществляется через систему рычагов *2*, *4* грузом *5*. Для балансировки системы нагружения используется противовес *1*. Широко распространены так-

же компактные приспособления для испытания балочных образцов на изгиб (рис. 1.48, *а*, *б*), которые при испытаниях на коррозионное растрескивание могут погружаться в различные агрессивные среды. Достаточно простое приспособление для погружных испытаний в средах представляет собой образец с концентратором, нагруженный винтом (рис. 1.48, *в*) или клиновой вставкой. При испытаниях на статическую выносливость время до разрушения образца включает в себя период образования и субкритического распространения трещины. Поэтому, как и при циклическом нагружении, часто проводятся сравнительные испытания на гладких образцах, а также на образцах с наведенными трещинами. В последнем случае изучаются закономерности субкритического распространения трещин, а также трещиностойкость в условиях финишного спонтанного разрушения.

Рис. 1.47. Схема установки ДПИ-1 для испытаний на статическую усталость в коррозионных средах:
*1* — противовес; *2*, *4* — рычаги; *3* — образец; *5* — груз.

**Задержанное разрушение высокопрочных сплавов.** Этот вид разрушения приобрел практическое значение в связи с использованием для изготовления крепежных изделий высокопрочных сталей с мартенситной и трооститной структурой [59]. Примерами такого вида разрушений могут быть ЗР болтовых соединений строительных конструкций, самопроизвольные разрушения в изделиях из свариваемых среднепрочных сталей и других сплавов.

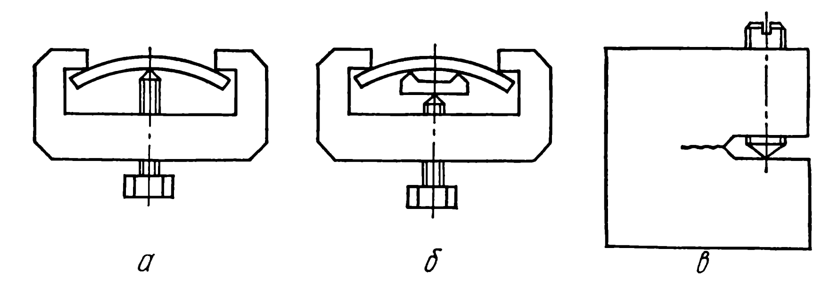



Рис. 1.48. Схемы нагружения балочных (*а*, *б*) и компактных (*в*) образцов при испытании с постоянной деформацией.

Чувствительность к ЗР оценивается с помощью испытаний на растяжение: строится диаграмма длительной прочности в координатах «номинальное прикладываемое напряжение — логарифм времени до разрушения» и определяется характерный для заданной базы испытаний предел статической выносливости.

Для высокопрочных низкоотпущенных сталей имеют практическое значение испытания на ЗР гладких образцов при кручении [60]. Результаты оценок на ЗР характеризуются обычно значительным рассеиванием (рис. 1.49), в связи с чем представляет интерес их статистическая обработка.

Самой высокой чувствительностью к статическому растрескиванию отличаются неотпущенные закаленные стали (свежезакаленный мартенсит). Эффект ЗР может быть существенно усилен, а пределы статической выносливости понижены за счет перегрева при аустенитизации под закалку, а также интенсификации охлаждения благодаря использованию специальных закалочных сред [61]. У свежезакаленных сталей ослабляется чувствительность к ЗР. Однако она усиливается с ростом тетрагональности полученного при термообработке мартенсита, который достигается за счет повышения содержания углерода в стали и понижения температуры отпуска

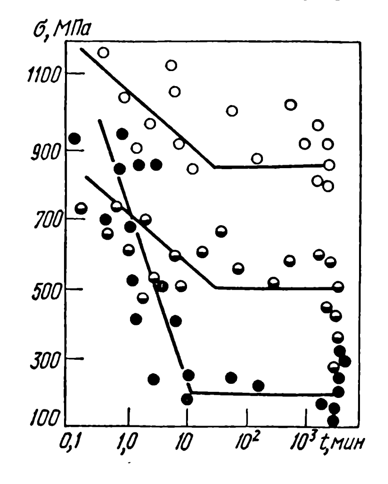



Рис. 1.49. Диаграммы длительной прочности при растяжении образцов стали 60ХС:

О — ВТМО, отпуск при 473 К; ◒ — закалка, отпуск при 473 К; ● — закалка без отпуска.

(табл. 1.15). ЗР носит обычно внезапный характер без видимой задержанной текучести. Высокие пределы статической выносливости при испытаниях на кручение $\tau_c^з$ по сравнению с таковыми при испытаниях на растяжение $\sigma_c$ свидетельствуют в пользу механической гипотезы о контролирующей роли максимальных нормальных напряжений ($\tau_в/\sigma_c \to 1$) (табл. 1.15).

Таблица 1.15. **Пределы статической выносливости высокопрочных сталей на базе испытаний $10^4$ мин (170 ч) [60]**

| Марка стали | Термообработка | $\sigma_в$, МПа | $\tau_в$, МПа | $\sigma_c$, МПа | $\tau_c$, МПа |
|---|---|---|---|---|---|
| 40ХС | СЗС | 1900 | 1600 | 890 | 780 |
| | Отпуск при 370 К | 1950 | — | 1600 | — |
| 60ХС | СЗС | 2200 | 1890 | 205 | 235 |
| | Отпуск при 370 К | 2180 | 1870 | 830 | 805 |
| | » » 470 К | 1950 | — | 1350 | — |
| 9ХС | СЗС | 2250 | 2040 | 295 | 607 |
| | Отпуск при 370 К | 2300 | — | — | — |
| | » » 470 К | 2100 | 1950 | 1210 | 900 |
| 7Х2 | » » 470 К | 1920 | 2150 | 1200 | — |
| ШХ15 | » » 420 К | 2160 | 2300 | 980 | 1060 |

Примечание. СЗС—свежезакаленное состояние

На основании фрактографических данных о межзеренном характере образования трещин в высокопрочных сталях (по границам исходного аустенитного зерна) сделан вывод о связи ЗР с низким уровнем прочности границ после закалки. Одни авторы объясняют ее разупорядоченностью строения границ при закалке и низким их сопротивлением сдвигу, другие рассматривают трещинообразование в закаленных сталях как результат направленного движения к границам под напряжением незакрепленных дислокаций, возникших при закалке. Некоторые авторы считают, что механизм образования трещин ЗР имеет вакансионный характер, другие рассматривают процессы ЗР как результат ослабления границ в связи с динамическими эффектами при встрече образующихся при закалке мартенситных кристаллов, третьи [62], акцентируя внимание на роли на границах релаксационных процессов, связанных с перераспределением дислокаций, подчеркивают также значение в ЗР сегрегаций примесей по границам зерен. Таким образом, ЗР может усиливаться явлениями отпускной хрупкости сталей.

В процессах ЗР важную роль играет растворенный в сплавах (металлургический) водород [62]. Его диффузия под напряжением к зародышевым дефектам на границах зерен может резко усиливать чувствительность сталей к ЗР. При этом «критическая концентрация» водорода, необходимая для реализация ЗР, резко (на порядок) уменьшается при переходе от среднепрочных сталей с улучшенной структурой к высокопрочному мартенситу. Как правило, при анализе явлений ЗР отсутствуют данные о концентрации и характере локализации металлургического водорода, что затрудняет анализ ЗР с позиций водородной хрупкости сплавов.

На основании представленных взглядов на природу ЗР сталей для повышения сопротивления их статической выносливости рекомендуются следующие меры металлургического характера: понижение содержания вредных примесей и металлургического водорода; снижение содержания углерода в стали до максимально допустимого; выбор легирования, обеспечивающего наследственно мелкое зерно. При термообработке следует избегать укрупнения аустенитного зерна за счет перегрева под закалку, режимы отпуска должны способствовать устранению зернограничной тепловой и отпускной хрупкости. Важным средством ослабления склонности к ЗР является высокотемпературная термомеханическая обработка (см. рис. 1.49) и другие способы подавления хрупкости по границам зерен.

**Коррозионное растрескивание сплавов** — один из наиболее опасных и практически важных видов их повреждаемости и разрушения при совместном воздействии статически приложенных напряжений и активных рабочих сред (название происходит от наиболее распространенного — коррозионного воздействия агрессивных рабочих сред, хотя в ряде случаев механизм их влияния отличен от коррозионного).

КР весьма часто служит причиной разрушений оборудования в химической, нефтегазовой, металлургической, судостроительной промышленности и строительстве. Наиболее часто КР встречается в современной энергетике. Перечень рабочих сред, в которых происходит КР различных сплавов, весьма разнообразен: пресная и морская вода, различные растворы, содержащие сероводород, щелочи, нитраты, хлориды, аммиак, цианистоводород и диоксид углерода. Основные причины все возрастающей распространенности КР как вида разрушения — ужесточение условий работы материалов по типу сред в связи с технологическими запросами новой техники, а также неуклонная тенденция к использованию высокопрочных конструкционных материалов. Всестороннему изучению проблемы КР посвящены монографии И. И. Василенко, Р. К. Мелехова, Ф. Ф. Ажогина, В. В. Романова и других авторов [63— 65].

КР принципиально отличается от ЗР как по механизму повреждаемости, так и по характеру распространения трещин. При анализе этого явле-

ния всегда следует рассматривать систему «металл—агрессивная среда». КР связано с действием растягивающих напряжений и имеет обычно характер нормального отрыва. В соответствии с общепринятыми методиками чувствительность к КР оценивается на гладких образцах по диаграммам КР в координатах «приложенное растягивающее напряжение — время до разрушения» (рис. 1.50, *а*). При этом определяется соответствующий принятой базе испытаний порог КР $\sigma_{пор}$, который для многих систем металл — среда не зависит от базы испытаний. Благодаря привлечению к изучению явлений КР методов механики разрушения широкое распространение получили

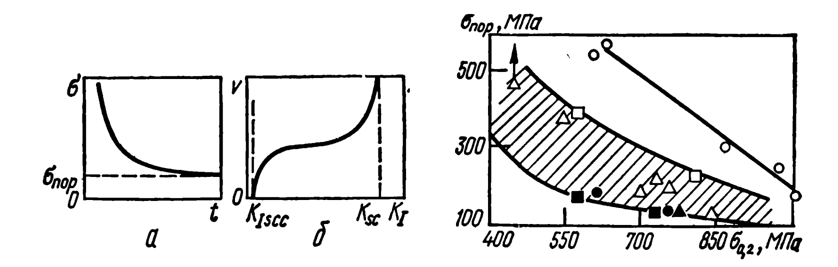



Рис. 1.50. Диаграмма КР (*а*) и кинетическая диаграмма растрескивания (*б*).

Рис. 1.51. Зависимость пороговых напряжений от условного предела текучести при испытаниях в сероводородной среде углеродистых и легированных никелем, марганцем, хромом и молибденом сталей [62]:
○ — углеродистая закаленная и отпущенная сталь; ● — то же, содержащая неотпущенный мартенсит; □ — нормализованная и отпущенная сталь; ■ — то же, содержащая неотпущенный мартенсит; △ — изотермически отпущенная сталь; ▲ — то же, содержащая неотпущенный мартенсит.

также исследования кинетики СРТ при КР, которые проводятся обычно на образцах с предварительно выведенными трещинами усталости. Диаграмма коррозионно-статической трещиностойкости пары металл — среда строится в координатах «номинальный КИН в вершине развивающейся трещины $K_I$ — соответствующая ему скорость роста трещины $v$». Типичная диаграмма представлена на рис. 1.50, *б*. Слева эта диаграмма ограничивается уровнем КИН, ниже которого СРТ отсутствует ($K_{Iscc}$), справа — значением КИН, при котором наступает конечное спонтанное разрушение изделия ($K_{sc}$). Подробно методология оценки коррозионно-статической трещиностойкости рассматривается в гл. 10 настоящего тома.

Механизмы трещинообразования при КР имеют различный характер, зависящий от природы исследуемой системы металл — среда и уровня прикладываемых напряжений. Выделяются два основных типа повреждаемости, связанных с электрохимической коррозией (анодное растворение металла и его наводороживание), на доминирующем проявлении которых базируется, в частности, использование катодной или анодной поляризации от внешнего источника тока с целью предотвращения или замедления процесса КР.

Структурная электрохимическая гетерогенность сплавов — важный фактор кинетики трещинообразования при КР, его роль усиливается с повышением прочности сплава. Об этом, например, свидетельствует зависимость $\sigma_{пор}$ от уровня полученной при термообработке прочности конструкционных сталей (рис. 1.51). При оценке процессов образования и распро-

странения трещин в условиях КР необходимо учитывать роль адсорбции отдельных компонент среды и ее первичность в актах взаимодействия металла со средой [57].

Предложены различные методы защиты металлов от КР:

1) рациональное легирование и структурообразование сплавов;

2) применение защитных покрытий на металлах;

3) ингибирование рабочих сред;

4) наложение внешней поляризации;

5) технологические методы повышения работоспособности поверхностного слоя.

При КР распространение трещин также имеет свои принципиальные особенности, касающиеся как механизма СРТ, так и морфологии коррозионных трещин. Для коррозионных трещин характерно микро- и макроветвление, которое затрудняет использование при оценке КИН традиционных расчетных методов механики разрушения. Дополнительным фактором, влияющим на кинетику распространения коррозионных трещин, является формирование в вершине трещины локального уровня электрохимических параметров рабочей среды (электродного потенциала φ и водородного показателя pH), отличных от уровня последних в основном объеме среды.

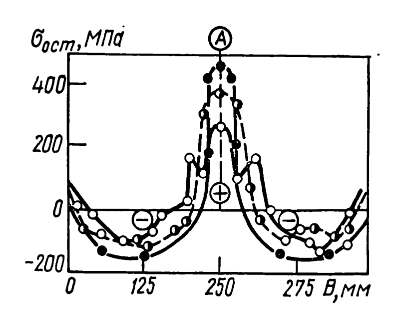



Рис. 1.52. Эпюры остаточных напряжений в пластинах из сталей различной прочности с наплавленным валиком [66]:

○ — сталь М16С; ◑ — сталь 15ХСНД; ● — сталь 14МНДФР [66]; А — место, соответствующее наплавке валика.

## 1.9. Усталость сварных соединений

Сварка — наиболее распространенный способ сочленения материалов в машинах и конструкциях. Поэтому оценка изменения свойств материалов, а также специфики напряженного состояния в окрестности сварных соединений представляет особый интерес при изучении сопротивления усталостному разрушению изделий.

К числу основных факторов, влияющих на сопротивление усталости сварных соединений, относятся:

1) остаточные напряжения в зоне шва;

2) концентрация напряжений, обусловленная спецификой формы сварного соединения и сочленяемых элементов;

3) изменение структуры и свойств материала в шве и околошовной зоне.

**Остаточные напряжения.** Вследствие резкого температурного перепада при сварке металла, упругопластического деформирования, а также структурных изменений материала в шве и околошовной зоне возникают значительные остаточные напряжения первого рода. На рис. 1.52 для иллюстрации типичного распределения остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ в сварных соединениях показаны эпюры остаточных напряжений в пластинах размерами 500 × 600 мм из различных сталей с наплавленным валиком. Эти напря-

жения часто соизмеримы, а иногда и превышают предел текучести исходного материала. Они имеют, как правило, двух- или трехосный характер с резким градиентом и сложным распределением по отдельным направлениям В первом приближении учет влияния остаточных напряжений на выносливость сварных соединений можно вести по диаграммам Гудмена или Смита, рассматривая их как фактор изменения асимметрии цикла [66, 67]. При некоторых условиях растягивающие остаточные напряжения снижают предел выносливости изделий на 35—50 % [66]. В то же время управление структурой поля остаточных напряжений и создание соответственно в опасной зоне остаточных сжимающих напряжений могут оказаться важной мерой повышения несущей способности сварного шва. Развиты специальные технологические приемы образования сжимающих остаточных напряжений в зоне сварного соединения, которые нейтрализуют отрицательное влияние концентрации напряжений и неблагоприятных структурных превращений, обусловленных сваркой.

Таблица 1. 16. **Значения эффективных коэффициентов концентрации напряжений необработанных сварных соединений**

| Соединение | $K_\sigma$ | |
|---|---|---|
| | обычно принимаемое | рекомендуемое |
| Стыковое, выполненное автоматической или ручной сваркой при обычном усилении шва | 1,4 | 1,9 |
| Стыковое с пересечением его продольным швом | 1,4 | 2,4 |
| Прикрепление трапециевидных фасонок встык | 2,2 | 2,4 |
| Прикрепление планок, ребер и других вспомогательных элементов лобовыми швами с катетами (1:1) | 2,2 | 3,0 |
| Нахлесточное с обваркой по контуру | 3,0 | 3,6 |
| Нахлесточное с фланговыми швами | 3,2—3,5 | 5,0 |

Воздействия остаточных технологических растягивающих напряжений, возникающих при сварке, имеют следующие специфические особенности:

1) остаточные напряжения усиливают свое действие при наличии и росте концентрации напряжений;

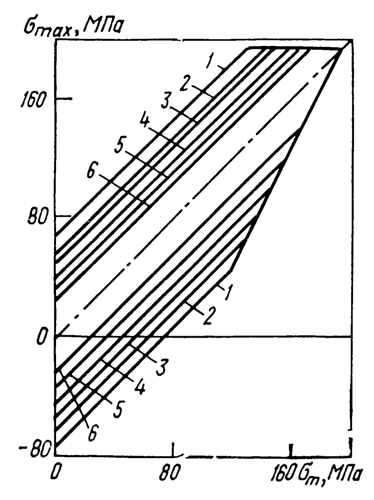
2) значение остаточных напряжений, как правило, максимально в области средних уровней рабочих напряжений и ослабевает при приближении последних к пределу текучести; это обусловлено упругопластическим «нивелированием» вклада остаточных напряжений, особенно в зонах отпущенного при сварке металла;

3) остаточные напряжения увеличиваются пропорционально росту предела текучести сплавов (см. эпюры на рис. 1.52); этим объясняется выравнивание пределов выносливости у сталей различной прочности [67], несмотря на потенциальные возможности их повышения с ростом прочности сталей;

4) проявление остаточных напряжений в швах более значительно при сварке толстых сечений, что объясняется ростом величины и объемности остаточных напряжений.

**Концентрация напряжений.** Сварные соединения обычно имеют высокий уровень концентрации напряжений, обусловленный наличием накладок, ребер жесткости или сварных дефектов в виде непроваров, трещин и

г. п. Концентрация напряжений — главный фактор понижения выносливости сварных соединений [66]. Коэффициенты концентрации напряжений зависят от типа соединения; они минимальны для стыковых соединений и резко возрастают у нахлесточных (табл. 1.16). С этим согласуются сведения об уровне выносливости различных соединений для низкоуглеродистых сталей, снятые в режиме асимметричного цикла нагружения (рис. 1.53). Предельные амплитуды напряжений цикла $\sigma_a$ не зависят от среднего напряжения цикла $\sigma_m$, что обусловлено высоким уровнем остаточных сварочных напряжений.



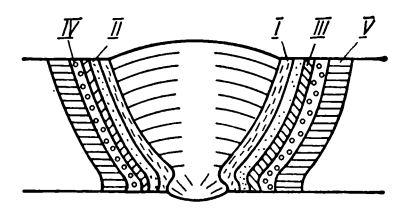




Рис. 1.53. Диаграммы предельных напряжений цикла сварных соединений низкоуглеродистых сталей:

1 — стыковые соединения; 2 — прикрепление фасонок встык; 3 — пересекающиеся швы; 4 — прикрепление ребер жесткости; 5 — нахлесточные соединения с обваркой по контуру; 6 — нахлесточные соединения с фланговыми швами [66].

Рис. 1.54. Строение зоны термического влияния в окрестности шва (по В. И. Труфякову):

I — зона крупнозернистой видманштеттовой структуры; II — участок перекристаллизованного мелкодисперсного металла; III—V — зоны последовательного ослабления теплового воздействия и изменения структуры металла.

**Изменение свойств металла в околошовной зоне.** В результате нагрева при сварке изменяются свойства и структура металла в околошовной зоне, называемой зоной термического влияния. На рис. 1.54 схематически представлены характерные участки металла в зоне сварного шва. В прилегающей непосредственно к шву зоне I образуется крупнозернистая видманштеттовая структура, участок II соответствует полной рекристаллизации металла и отличается дисперсной структурой. Зоны III—V последовательно характеризуются ослаблением температурного фактора и структурных превращений при сварке. Несмотря на структурную неоднородность металла околошовной зоны, считается [66], что его механические свойства в сравнении с основным металлом улучшаются, что в определенной мере компенсирует вероятное снижение выносливости, обусловленное остаточными растягивающими напряжениями и концентрацией напряжений.

Дефектность строения металла сварного шва, в том числе наличие непроваров и преднамеренных разрывов шва, дает основания для изучения и рассмотрения выносливости сварных соединений с позиций механики усталостного разрушения. Вместе с тем анализ, выполненный некоторыми авторами, свидетельствует о необходимости учета при оценке выносливости этапа инициирования разрушения, который предваряет этап распространения сварочных дефектов как готовых макротрещин.

ГЛАВА 2

# УСТАЛОСТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ И СТРУКТУРА КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛОВ

## 2.1. Закономерности циклического упругопластического деформирования металлов

При повторном нагружении в диапазоне напряжений, соответствующих усталостным разрушениям металлов и сплавов, наряду с упругой возникают циклические пластические деформации, которые являются решающим фактором накопления усталостной повреждаемости. Поэтому исследование закономерностей циклического упругопластического деформирования представляет значительный интерес с точки зрения как изучения природы и механизма усталости, так и прогнозирования выносливости сплавов. Обширные обзоры исследований многочисленных работ в этой области выполнены В. Т. Трощенко [1], М. Клеснилом и П. Лукашем [2].

При циклическом деформировании металлов зависимости между напряжениями и деформациями носят нелинейный характер, при этом кривые деформирования при нагружении и разгрузке не совпадают, что ведет к образованию петли гистерезиса. Последняя свидетельствует о рассеянии энергии при циклическом нагружении, что получило название механического гистерезиса, или циклической вязкости [3]. Гистерезисные потери при циклическом нагружении отражают демпфирующую способность, или внутреннее трение металлов.

При напряжениях существенно ниже предела усталости проявляется так называемый упругий гистерезис — следствие релаксационных процессов на различных дефектах кристаллической решетки, термо-, магнитоупругих и других эффектов в металлах. При напряжениях, близких и превышающих предел выносливости, основным фактором гистерезисных потерь становится пластическая деформация металла в пределах каждого цикла. На рис. 2.1 представлена петля упругопластического гистерезиса при амплитуде напряжений $\sigma_a$; полная амплитуда деформации $\varepsilon_a$ включает амплитуду упругой $\varepsilon_у$ и пластической $\varepsilon_п$ деформации.

Циклическое деформирование металла приводит к изменениям в его тонкой структуре, что сказывается на магнитных, электрических, механических и других свойствах. Как правило, в начале деформирования эти изменения весьма интенсивны, затем в меру увеличения количества циклов происходит стабилизация («насыщение») свойств. Это подтверждается, например, приростом электрического сопротивления $\Delta\rho$ при циклическом деформировании кручением медной проволоки (рис. 2.2). Выход на стабилизированный уровень $\Delta\rho$ ускоряется при увеличении амплитуды циклической деформации $\gamma_к$. С ростом $\gamma_к$ эти стабилизированные уровни возрастают.

Изменение механических свойств при повторном нагружении находит непосредственное отражение в изменении параметров петли гистерезиса. Наиболее распространены два способа циклического нагружения — с постоянной амплитудой деформации $\varepsilon_a$ (жесткое нагружение) и с постоянной амплитудой напряжений $\sigma_a$ (мягкое нагружение).

На рис. 2.3, *а* представлен ход изменения амплитудного напряжения цикла $\sigma_a$ для отожженной углеродистой стали в условиях растяжения — сжатия с постоянной амплитудой деформации $\varepsilon_a$. В процессе циклического деформирования значение $\sigma_a$ растет, что свидетельствует об упрочнении стали. Вначале упрочнение имеет интенсивный характер, его темп возрастает с увеличением заданного $\varepsilon_a$, затем происходит насыщение упрочнения, которое проявляется в стабилизации $\sigma_a$. На стадии деформирования, пред-

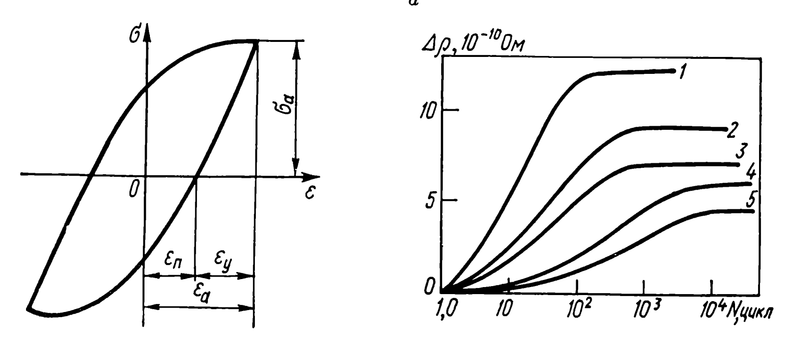



Рис. 2.1. Петля упругопластического гистерезиса при циклическом нагружении металлов.

Рис. 2.2. Изменение электрического сопротивления меди в процессе циклического нагружения:

1—$\gamma_к$=2,8·10$^{-2}$; 2—$\gamma_к$=1,3·10$^{-2}$; 3—$\gamma_к$=7,7·10$^{-3}$; 4—$\gamma_к$=2,7·10$^{-3}$; 5—$\gamma_к$ =1,1× ×10$^{-3}$ [2].

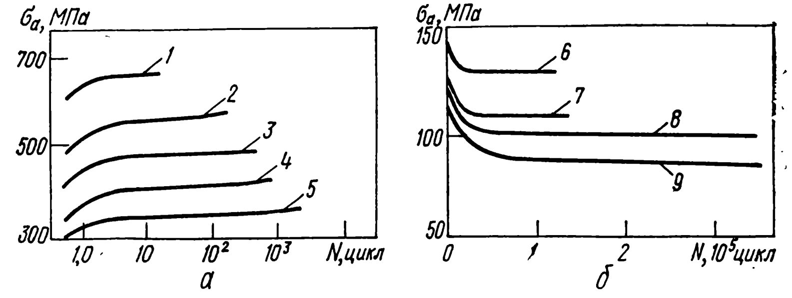



Рис. 2.3. Кривые циклического деформирования углеродистой стали в отожженном состоянии (*а*) и меди, подвергнутой холодному наклепу (*б*):

1—ε=4,07·10$^{-2}$; 2—ε=2,15·10$^{-2}$; 3—ε=4,27·10$^{-3}$; 4—ε=6,7·10$^{-3}$; 5—ε=4,8·10$^{-3}$; 6—ε=1,2·10$^{-3}$; 7—ε=1,7·10$^{-4}$; 8—ε=2,8·10$^{-4}$; 9—ε=6,2·10$^{-5}$ [2].

шествующей разрушению, имеет место еще некоторый конечный прирост $\sigma_a$. При деформировании материала под воздействием мягкого нагружения уменьшается неупругая деформация за цикл, следовательно,— работа упругопластического гистерезиса. Такой ход зависимостей $\sigma_a$ и $\varepsilon_a$ дает основание отнести материалы типа упомянутой отожженной углеродистой стали к циклически упрочняющимся.

Принципиально отличается от описанной выше зависимость между напряжением и деформацией при циклическом деформировании меди после упрочнения холодным наклепом (рис. 2.3, *б*). На первом этапе жесткого нагружения предельные напряжения в цикле уменьшаются с последующей стабилизацией $\sigma_a$. При мягком нагружении данного материала неупругая деформация, а также гистерезисные потери за цикл увеличиваются. Материалы с таким типом зависимости называются циклически разупрочняющимися. Для большинства конструкционных материалов стадия насыщения, т. е. стабилизации упругопластических характеристик, достигается при циклическом деформировании, продолжительность которого находится в пределах 20—50 % полной долговечности образца [4].

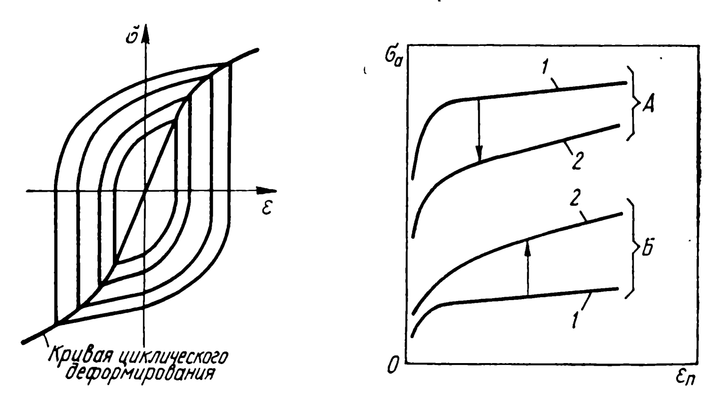



Рис. 2.4. Схема построения кривой циклического деформирования.

Рис. 2.5. Кривые статического (*1*) и циклического (*2*) деформирования для циклически разупрочняющегося (*А*) и циклически упрочняющегося (*Б*) материалов.

Рассмотренные особенности хода зависимостей $\sigma_a$ — $\varepsilon_a$ могут проявляться у некоторых материалов в смешанном виде. Для них первоначально циклическое разупрочнение часто сменяется последующим упрочнением, как это характерно для части аустенитных сталей. Смена тенденции в упрочняемости иногда зависит от уровня прикладываемых напряжений: в области низких амплитуд может происходить разупрочнение, которое в области малоциклового нагружения сменяется циклическим упрочнением.

**Диаграмма циклического деформирования металлов.** После начального этапа циклического нагружения металла, независимо от специфики его упрочняемости, происходит стабилизация петли гистерезиса; при этом стабилизированные, предельные для каждого уровня нагружения амплитуды напряжения $\sigma_a$ и деформации $\varepsilon_a$ однозначно накладываются на единую зависимость, называемую диаграммой циклического деформирования [5] (рис. 2.4). Для ее построения по точкам необходимо оценить для серии образцов предельные стабилизированные значения $\sigma_a$ и $\varepsilon_a$ при различных амплитудах нагружения. Существуют также ускоренные способы построения диаграммы циклического деформирования на одном образце [4]. Учитывая возможные отклонения в длительности периода деформирования образца в циклически стабильных условиях, иногда для построения диаграммы используют значения $\sigma_a$ и $\varepsilon_a$ после циклической нагрузки, соответству-

ющей половине полного ресурса образца при данном уровне напряжений. Построение диаграммы циклического деформирования можно проводить по результатам испытаний как при мягком, так и при жестком нагружении, однако испытания с контролируемой деформацией более предпочтительны, так как обеспечивают бо́льшую однородность свойств и меньшее рассеивание данных [2].

По диаграмме циклического деформирования определяется, к какому типу материалов относится исследуемый сплав. Для этого такая диаграмма, построенная при циклическом растяжении — сжатии, сопоставляется с диаграммой растяжения при монотонном кратковременном нагружении (рис. 2.5). Если кривая циклического деформирования располагается выше кривой растяжения, материал — циклически упрочняющийся, если наоборот, — циклически разупрочняющийся.

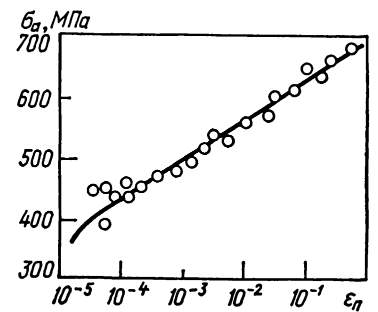



Рис. 2.6. Кривая циклического деформирования стали 15Х2НМФА [6].

Ход кривой циклического деформирования зависит от температуры и скорости деформирования сплава. Влияние этих факторов происходит так же, как и в случае кратковременных монотонных нагружений: чем ниже температура и больше скорость деформирования, тем выше стабилизированные предельные значения амплитуды напряжений при заданной деформации. Такая зависимость хода кривых циклического деформирования от скорости и температуры испытаний имеет место у металлов с ОЦК и ГЦК решетками, в то время как при монотонном нагружении металлов с ГЦК решеткой она не наблюдается [5].

Несмотря на принципиальное значение диаграмм циклического деформирования для характеристики сплавов при усталостном нагружении, они построены лишь для немногочисленных сплавов, и то преимущественно в области малоциклового упругопластического нагружения. На рис. 2.6 приведен пример такой диаграммы для стали типа 15Х2НМФА, охватывающей области мало- и многоциклового нагружения [6]. Линейный характер зависимости между логарифмами напряжений и деформаций дает возможность записать ее в виде

$$\sigma_a = K_F (\varepsilon_п)^{\overline{m}}. \tag{2.1}$$

Здесь $K_F$ — модуль циклической прочности; $m$ — экспонента, характеризующая циклическую упрочняемость материала. Ее значения для всех известных материалов находятся в пределах 0,05—0,30.

Такой анализ действителен только для поликристаллических материалов. Из уравнения (2.1) легко получить зависимость между $\varepsilon$ и $N$, подобную уравнению Мэнсона—Коффина, используемому при малоцикловом нагружении (см. табл. 2.3).

**Факторы циклического упрочнения и разупрочнения сплавов.** Некоторые исследователи подразделяют материалы на циклически упрочняющиеся и разупрочняющиеся по их химическому составу без учета структуры и упрочняющей механической и термической обработки, что в корне не-

верно. На основании многочисленных исследований связи циклического упрочнения с тонкой структурой металлов сделаны следующие выводы [2, 4, 5].

1. Типичные циклически упрочняющиеся материалы — отожженные металлы и сплавы с равновесной структурой. Они могут быть переведены в категорию циклически разупрочняемых после различных видов структурного и субструктурного упрочнения, включая холодный наклеп, твердорастворное упрочнение, мартенситное превращение, дисперсионное упрочнение. При этом реализация циклического разупрочнения зависит от стабильности структурного упрочнения при воздействии циклических нагрузок.

2. Согласно Р. Смиту и С. Мэнсону, склонность металлических материалов к упрочнению или разупрочнению определяется отношением предела прочности к условному пределу текучести при монотонном нагружении [5]. Материалы, у которых $\sigma_в/\sigma_{0,2} < 1{,}2$, циклически разупрочняются, тогда как при $\sigma_в/\sigma_{0,2} > 1{,}4$ циклически упрочняются. Для материалов промежуточного диапазона $1{,}2 < \sigma_в/\sigma_{0,2} < 1{,}4$ может преобладать или первая, или вторая тенденция.

3. Кинетика упрочняемости металлов и сплавов, которая характеризуется отношением количества циклов до насыщения свойств к полному количеству циклов до разрушения, зависит главным образом от особенностей поперечного скольжения дислокации в них. По характеру скольжения и его поверхностным проявлениям при пластическом деформировании металлы делятся на две группы [7, 8]. Материалы с большой энергией дефектов упаковки, у которых в связи с высокой способностью переползания винтовых дислокаций из одной кристаллографической плоскости в другую обеспечено поперечное скольжение, называются материалами с извилистым скольжением. Материалы с низким уровнем энергии дефектов упаковки характеризуются незначительной способностью к поперечному скольжению, в связи с чем у них полосы скольжения имеют плоский характер. Для материалов, у которых при деформировании образуются извилистые полосы скольжения (к ним относятся медь, алюминий, железо, никель, серебро и низкоуглеродистые стали), насыщение упрочнения происходит значительно быстрее, нежели для металлов и сплавов с плоскими полосами скольжения (например, α-латуни, магния, титана, нержавеющих сталей и никелевых сплавов). Тенденция к извилистому скольжению усиливается в связи с повышением энергии дефекта упаковки сплава [2]. Однако подавляющее большинство сплавов со сложной структурой по характеру скольжения не может быть однозначно отнесено к одной из этих групп, поскольку по способу скольжения они занимают промежуточное положение [9].

4. Существует группа материалов, у которых совмещены явления циклического упрочнения и разупрочнения. Это в первую очередь металлы, деформация которых происходит с образованием линий Чернова — Людерса и зуба текучести на диаграмме деформирования растяжением. При циклическом деформировании таких сплавов образование полос скольжения монотонное, а не дискретное, что предопределяет двойственность процесса упрочняемости таких сплавов.

Влияние наклепа на циклическую упрочняемость металла показано на рис. 2.7, где представлены диаграммы монотонного и циклического деформирования меди после отжига и предварительной холодной деформации растяжением [2]. Отожженная медь ведет себя как упрочняемый материал, поскольку диаграмма циклического деформирования лежит выше кривой статического деформирования. В свою очередь после предварительной холодной деформации кривая статического деформирования занимает верхнее положение, что свидетельствует о циклическом разупрочнении наклепанной меди.

Для большинства металлов и сплавов диаграммы циклического деформирования занимают среднее положение между диаграммами статического

деформирования в наклепанном и отожженном состояниях. В то же время для металлов с извилистым скольжением кривая циклического деформирования опускается до уровня кривой статического деформирования в отожженном состоянии. Это свидетельствует о независимости свойств таких металлов от предварительного холодного деформирования [8].

При испытаниях с контролируемой пластической деформацией насыщение упрочнения при циклическом деформировании обеспечивается выходом на стабилизированный уровень напряжений, соответствующий некоторому $\sigma_{ст}$. В общем случае значение $\sigma_{ст}$ зависит в первую очередь от амплитуды пластической деформации в цикле $\varepsilon_п$, температуры испытаний $T$, а также степени предварительного холодного наклепа материала. Напряжение $\sigma_{ст}$ увеличивается с ростом $\varepsilon_п$, а также при понижении температуры испытаний. Характер влияния предварительного холодного наклепа на условия стабилизации циклического упрочнения и уровень напряжений, соответствующий $\sigma_{ст}$, зависит от специфики скольжения при пластической деформации исследуемого металла.

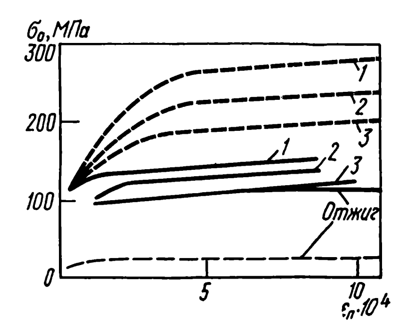



Рис. 2.7. Кривые циклического (сплошные линии) и статического (штриховые) деформирования меди после отжига, а также после предварительной холодной деформации растяжением на 40 % (*1*), 30 % (*2*) и 20 % (*3*) [2].

При анализе причин циклического разупрочнения сплавов после наклепа или упрочняющей термообработки необходимо принимать во внимание, что после такой обработки в структуре сплавов возникают разного рода остаточные напряжения, которые при циклировании могут быть, по крайней мере частично, сняты путем снижения показателей исходных механических свойств. В этом играет особую роль эффект Баушингера, наиболее ярко проявляющийся при высокопрочных состояниях и являющийся основным инструментом релаксации напряжений при циклировании металла.

Определенный вклад в разупрочнение может внести нестабильность некоторых металлургических структур. При циклическом деформировании может, например, происходить перестаривание алюминиевых сплавов. Нестабильность упрочняющих выделений при усталости рассматривается, в частности, как одна из основных причин низких пределов выносливости высокопрочных алюминиевых сплавов, а также мартенситостареющих сталей [5]. Вероятно, циклическое разупрочнение, сопровождающееся деструкцией карбидной фазы,— одна из главных причин низкого предела выносливости сверхпрочной патентированной углеродистой стали [10].

**Циклический предел упругости металлов.** Напряжение, соответствующее переходу к нелинейному участку кривой деформирования и выявляющееся в условиях стабилизации петель гистерезиса, называется циклическим пределом упругости [1]. И. Баушингер и Р. Бэрстоу полагали, что циклический предел упругости соответствует ФПВ сплавов. В течение двух последних десятилетий проведен ряд обширных исследований [11, 12], на-

правленных на использование циклического предела упругости для ускоренной оценки предела выносливости.

Практическое использование циклического предела упругости связано с выбором допуска на остаточную пластическую деформацию, при которой следует проводить его оценку. Остаточная пластическая деформация $\varepsilon_п$ ряда металлов и сплавов при циклическом нагружении на уровне предела выносливости, найденного традиционными методами, лежит в пределах (5—12) $10^{-5}$ (табл. 2.1). Если такое положение является общим, тогда можно ускоренно определить предел выносливости сплавов при пластической деформации, не превышающей $10^{-5}$—$10^{-4}$.

Таблица 2. 1. **Предел выносливости и критическая деформация на пределе выносливости ряда сталей и сплавов [2]**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{-1}$, МПа | $\varepsilon_{н.у}\cdot 10^5$ |
|---|---|---|---|---|
| Алюминий | ... | 48 | 15 | 5 |
| Медь | ... | 212 | 79 | 5 |
| Латунь | ... | 305 | 102 | 5 |
| Сталь | | | | |
| углеродистая | 201 | 302 | 155 | 4 |
| | 213 | 365 | 174 | 4 |
| | 244 | 428 | 201 | 10 |
| | 345 | 542 | 245 | 7 |
| | 367 | 746 | 249 | 4 |
| | 369 | 646 | 273 | 12 |
| | 394 | 552 | 223 | 10 |
| аустенитная | ... | 587 | 203 | 11 |
| легированная марганцем, молибденом и ниобием | 410 | 630 | 325 | 8 |
| легированная марганцем, молибденом, ниобием и ванадием | 479 | 760 | 366 | 9 |

На основании измерений амплитудных значений неупругих деформаций $\varepsilon_{н.у}$, соответствующих пределу выносливости $\sigma_{-1}$ различных сплавов на базе $10^7$ циклов, установлено [12], что сплавы существенно отличаются по значению $(\varepsilon_{н.у})_{\sigma_{-1}}$ (табл. 2.2), а варьирование значениями $\varepsilon_{н.у}$ в указанных пределах ($10^{-5}$ — $10^{-4}$) приводит к значительным погрешностям при оценке $\sigma_{-1}$, превышающим 30 % и более. Металлы и сплавы предложено разделить на три группы в соответствии с допуском на $\varepsilon_{н.у}$, обеспечивающим максимальную корреляцию $\sigma_{-1}$ и циклического предела упругости $\sigma_у^ц$. Для этих групп допуск на $\varepsilon_{н.у}$ равен $0{,}5\cdot 10^{-5}$, $2{,}0\cdot 10^{-5}$ и $15{,}0\cdot 10^{-5}$ соответственно. На рис. 2.8, исходя из такой градации, представлена зависимость между циклическим пределом упругости различных материалов и их пределом выносливости, определенным обычными методами.

Для большой группы сплавов (жаропрочные стали, никелевые и алюминиевые сплавы) предложенный подход неприемлем. Описанная методика не содержит физических критериев для разделения сплавов на группы по значению допуска на $\varepsilon_{н.у}$ и поэтому одни и те же сплавы различной поставки

иногда попадают в разные группы. Это свидетельствует о необходимости дальнейшего совершенствования метода на базе физических представлений о механизмах циклической пластической деформации и повреждаемости сплавов.

Таблица 2. 2. **Характеристики усталости и неупругости сталей и сплавов [6]**

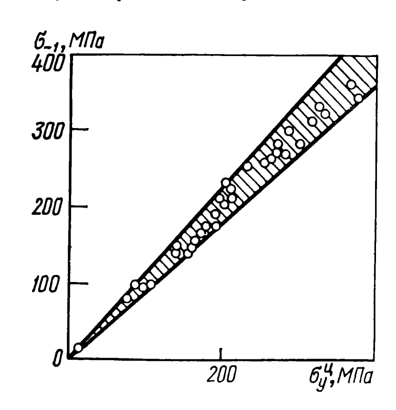
| Материал | $\sigma_{-1}$, МПа | $(\varepsilon_{н.у})_{\sigma_{-1}} \cdot 10^6$ | $\sigma_у^ц$, МПа | $\frac{\sigma_{-1}-\sigma_у^ц}{\sigma_{-1}}$, % |
|---|---|---|---|---|
| Сталь | | | | |
| 25 | 167 | 1,5 | 172 | —3,0 |
| 30 | 340 | 0,83 | 375 | —10,3 |
| 45 (I) | 230 | 6,7 | 205 | 10,9 |
| 45 (II) | 210 | 25,9 | 198 | 5,7 |
| 45 (III) | 177 | 0,02 | 210 | —18,6 |
| 60 | 330 | 2,6 | 324 | 1,8 |
| 20Х | 157 | 1,3 | 163 | —3,8 |
| 40Х (I) | 360 | 1,8 | 368 | —2,2 |
| 40Х (II) | 300 | 3,3 | 288 | 4,0 |
| 12Х13 (I) при 293 К | 283 | 0,23 | 302 | —6,7 |
| 12Х13 (I) при 773 К | 140 | 2,3 | 137 | 2,1 |
| 12Х13 (II) | 270 | 2,0 | 271 | —0,4 |
| 12ХН3 | 270 | 0,38 | 281 | —4,1 |
| 09Х14Н19В2БР1 | 147 | 1,1 | 159 | —8,2 |
| 14Х17Н2 | 390 | 1,6 | 413 | —5,9 |
| 15Г2АДФпс | 260 | 14,0 | 264 | —1,5 |
| 12Х18Н10Т | 190 | 16,8 | 189 | 0,5 |
| 30Х10Г10 | 320 | 11,6 | 33 | —4,1 |
| 10Х14АГ12М | 310 | 14,3 | 313 | —1,0 |
| 12013 (типа сталь 10) | 155 | 1,1 | 160 | —3,0 |
| 12010 (типа сталь 10) | 175 | 0,6 | 191 | —9,1 |
| 12060 (типа сталь 55) | 255 | 5,3 | 231 | 9,4 |
| 14140 (типа 38Х) | 280 | 20,4 | 272 | 2,9 |
| 17246 (типа 12Х18Н9Т) | 205 | 26,0 | 202 | 1,5 |
| содержащая 0,14 % С | 188 | 2,0 | 188 | 0 |
| » 0,25 % С | 140 | 0,69 | 155 | —10,0 |
| » 0,27 % С | 215 | 2,4 | 212 | 1,4 |
| » 0,58 % С | 225 | 5,6 | 212 | 5,8 |
| » 0,71 % С | 175 | 13,1 | 178 | —1,7 |
| Алюминий | 16 | 3,0 | 14 | 12,5 |
| Медь | 80 | 3,4 | 75 | 6,3 |
| | 100 | 0,43 | 105 | —5,0 |
| Чугун СЧ21 | 100 | 2,8 | 87 | 13,0 |
| Латунь Л62 | 150 | 0,78 | 139 | 7,3 |
| Бронза Браж9 | 260 | 0,59 | 259 | 0,4 |

Примечания: 1. $\sigma_у^ц$—циклический предел упругости, определенный при соответствующем для каждой группы материалов допуске на неупругую деформацию. 2. Цифры в скобках означают различные режимы термообработки.

Связь между деформацией материала в цикле и долговечностью в области малоциклового нагружения следующая [13]: зависимость между логарифмами пластической деформации за цикл и долговечностью $N$ (рис. 2.9) имеет линейный характер, а уравнение долговечности представляется в виде

$$\varepsilon_п N^{0,5} = \bar{c}, \tag{2.2}$$

где $\bar{c}$ — постоянная (уравнение Коффина). Показатель степени в уравнении (2.2) принимается равным 0,5 для всех металлов. Для вывода значения константы $\bar{c}$ Л. Коффин экстраполировал кривую долговечности на случай однократного монотонного нагружения $N = 1/4$. Тогда $\bar{c}$ определяется из истинного удлинения при растяжении $\varepsilon$ : $\bar{c} = \varepsilon/2$.



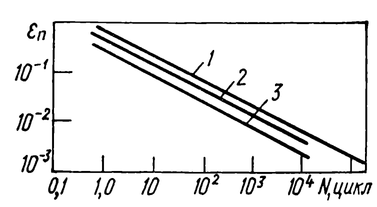




Рис. 2.8. Зависимость между пределом выносливости и циклическим пределом упругости различных материалов [1].

Рис. 2.9. Кривые малоцикловой долговечности аустенитной стали (*1*) и сплавов Д16П (*2*) и В95 (*3*).

В связи с обнаруженным несоответствием ряда экспериментальных данных уравнению (2.2) предложена [14] более общая зависимость

$$\varepsilon_п N^k = \bar{c}, \tag{2.3}$$

где $k$ — константа, значения которой для различных материалов изменяются в пределах 0,20—1,00 [1].

В табл. 2.3 представлены значения параметров $k$ и $\bar{c}$ для некоторых марок сталей и меди.

Сделаны также попытки оценить связь долговечности с полной деформацией в цикле $\varepsilon_a$ с учетом ее упругой составляющей. Такие зависимости представляют интерес в связи с целесообразностью распространить их на область многоциклового нагружения, где упругая деформация соизмерима с пластической или превосходит ее. Для этого случая Б. Лангер предложил уравнение

$$\varepsilon_a N^k = \bar{c} + \frac{2\sigma_{-1}}{E} N. \tag{2.4}$$

С. Мэнсон для большой группы конструкционных материалов (включая стали, жаропрочные сплавы, алюминиевые и титановые сплавы, чис-

Таблица 2.3. **Уравнения долговечности при малоцикловой усталости [1]**

| Автор | Предложенное уравнение | Уравнение, приведенное к принятой форме | $k$ | $\bar{c}$ |
|---|---|---|---|---|
| Л. Коффин | $\Delta\varepsilon N^{0,5}=\bar{c}$ | $\Delta\varepsilon N^{k}=\bar{c}$ | 0,5 | 0,5 |
| Д. Мартин | $\Delta\varepsilon N^{k}=\bar{c}$ | $\Delta\varepsilon N^{k}=\bar{c}$ | 0,55—0,66 | 0,7—1,2 |
| С. Мэнсон | $\Delta\varepsilon N^{k}=\bar{c}$ | $\Delta\varepsilon N^{k}=\bar{c}$ | 0,5—0,6 | 0,87 |
| Б. Либертини | $(2\varepsilon_a)^d=\bar{c}$ | $(2\varepsilon_a)^d N^k=\bar{c}$ | 0,57 | 0,9 |
| С. Мэнсон | $2\varepsilon_a= =3,5\frac{\sigma_в}{E}N^{-0,12}+ +D^{0,6}N^{-0,6}$ | $2\varepsilon_a N^k=\bar{c}+ +3,5\frac{\sigma_в}{E}\times \times N^{(k-0,12)}$ | 0,6 | 0,6 |
| Б. Лангер | $2\varepsilon_a=\frac{0,5\varepsilon_п}{N^k}+ +\frac{2\sigma_{-1}}{E}$ | $2\varepsilon_a=\bar{c}+ +\frac{2\sigma_{-1}}{E}N^k$ | 0,5 | 0,5 |

тые металлы) вывел зависимость иного вида

$$\varepsilon_a = 3,5\frac{\sigma_в}{E}N^{-0,12} + \varepsilon_п N^{-0,6}. \qquad (2.5)$$

Наиболее употребительные зависимости для оценки малоцикловой долговечности конструкционных сплавов сведены в табл. 2.3. Широкое обсуждение выполнимости различных деформационных критериев усталостного разрушения металлов проведено в монографиях В. Т. Трощенко [1, 15].

## 2.2. Эволюция дислокационной структуры при усталости металлов

Оценка субмикроскопических особенностей циклического деформирования металлов сегодня возможна благодаря использованию просвечивающей электронной микроскопии, позволяющей рассматривать на тонких фольгах микроструктурные образования размером до 5 нм. Пластическая деформация металлов протекает путем движения дислокаций в кристаллах. При циклическом деформировании в первую очередь движутся дислокации, приобретенные металлом при его изготовлении и предварительной обработке. Затем начинается дополнительное генерирование дислокаций при циклировании металла. Оно может проходить по нескольким механизмам, включая один из наиболее важных — механизм Гранато — Люкке [16]. Циклическое упрочнение — следствие взаимодействия дислокаций, образующих барьеры для дальнейшего их движения. Насыщение упрочнения — результат установившегося равновесия в субструктуре металла за счет стабилизации процесса размножения дислокаций. В свою очередь в упрочненных материалах, например после холодного наклепа, существуют исходные густые сплетения дислокаций, которые постепенно разрушаются с

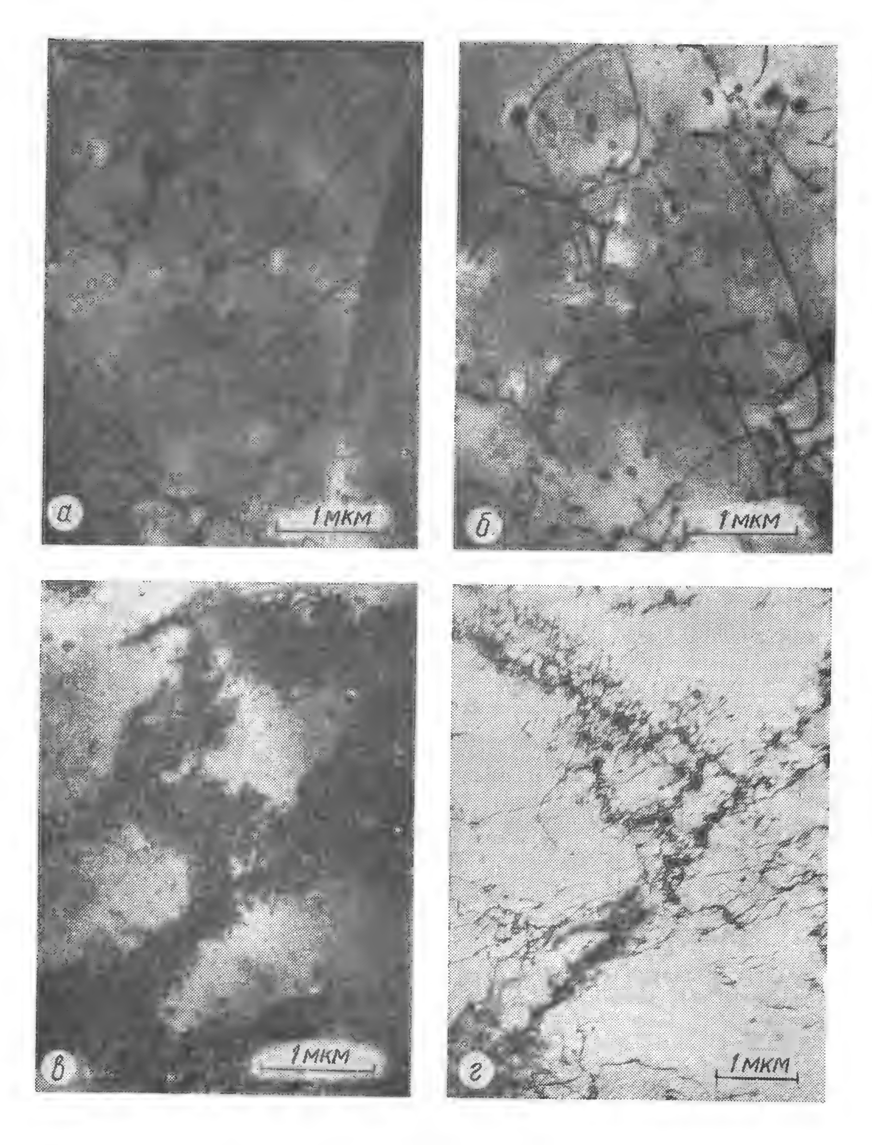



Рис. 2.10. Дислокационная структура, формирующаяся в результате циклического деформирования образцов технического железа (*а—в*) и стали Ст3 (*г*) (снимки В. Ф. Терентьева).

выходом дефектов на поверхность: проходят процессы разупрочнения, которые также достигают со временем своего насыщения.

Дислокационная структура, образующаяся при циклическом деформировании, неоднородна по сечению нагружаемых изделий. Поверхностным слоям принадлежит особая роль в усталости металлических изделий; пластическая деформация в них протекает со значительным опережением по сравнению с внутренними объемами металла [17]. Наиболее резкие различия в дислокационной структуре поверхности и объема металла наблюдаются в железе при низких температурах деформирования, когда плотность дислокаций в поверхностном слое толщиной в несколько микрометров повышается на два порядка. Считается, что в некотором смысле субструктура поверхностного слоя похожа на структуру внутренних слоев, которая образуется при существенно бо̀льших амплитудах нагружения. В определенном противоречии с таким заключением находятся выводы об отсутствии принципиального различия в дислокационной структуре поверхности и объема металлов с ГЦК решеткой (медь, никель, алюминий, золото) [18]. Такие противоречия можно объяснить трудностями в оценке реальной плотности дислокаций в отдельных слоях при переходе к испытаниям тонких фольг, когда наблюдается утечка дислокаций. С другой стороны, различия в дислокационной структуре поверхностных и внутренних слоев зависят от уровня амплитуды нагружения (мало- или многоцикловая усталость), а также способности металла к поперечному скольжению [2]. Последнее, как известно, определяется природой металла и факторами его исходного субструктурного упрочнения.

Исходная плотность дислокаций, а также образованная ими субструктура весьма различаются у разных материалов. Так, у отожженных металлов расположение дислокаций объемное и плотность их весьма низка (в пределах $10^{11}$—$10^{12}$ на 1 м$^2$), после упрочнения металлов она значительно выше (например, у холодно наклепанных металлов плотность дислокаций равна $10^{17}$ на 1 м$^2$ при наличии стеночных субструктурных дислокационных образований). Поэтому эволюцию дислокационной структуры следует рассматривать с учетом структурного состояния сплава и кинетики изменения его прочностных свойств.

**Циклически упрочняющиеся материалы.** Анализ дислокационной структуры сплавов со сложной структурой весьма затруднен, поэтому мы проведем его в первую очередь для однофазных материалов, выбрав в качестве примера армко-железо [19]. При этом требуют раздельного рассмотрения развития дислокационной структуры в области много- и малоциклового нагружения.

Исходная структура железа имеет низкую плотность дислокаций, распределенных однородно по телу кристаллов (рис. 2.10, *а*). Нагружение в режиме многоцикловой усталости приводит к быстрому увеличению плотности дислокаций, которые постепенно формируют прерывистые развитые полоски и скопления; в их строении различимы дислокационные петли и диполи (рис. 2.10, *б*). Плотность дислокаций между указанными вытянутыми образованиями остается по-прежнему весьма низкой. Такая структура возникает и стабилизируется в течение первых тысяч циклов, оставаясь затем неизменной на протяжении дальнейшего циклирования. При этом плотность дислокаций $\rho$ достигает насыщения, ход зависимости последней от количества циклов коррелирует с кривой циклического упрочнения (рис. 2. 11). Кинетика насыщения дислокационной структуры зависит от материала и амплитуды нагружения: насыщение ускоряется с ростом амплитуды напряжений цикла $\sigma_a$, а также при повышении энергии дефекта упаковки (ЭДУ) металла.

При малоцикловом [illegible]окоамплитудном нагружении плотность дислокаций интенсивно повышается уже в первых сотнях цилов с образованием четко выраженной ячеистой структуры (см. рис. 2.10, *в*). Формирование

последней, как и общее повышение плотности дислокаций, заканчивается уже после количества циклов, составляющего несколько процентов долговечности образца, в полном соответствии с механическими эффектами насыщения циклического упрочнения.

Такой характер дислокационной структуры типичен для материалов с высокой ЭДУ (железо, медь, алюминий). В то же время у металлов с низкой ЭДУ в связи с высоким сопротивлением к переползанию дислокации не в состоянии покинуть плоскости первичного скольжения и образовать полосы

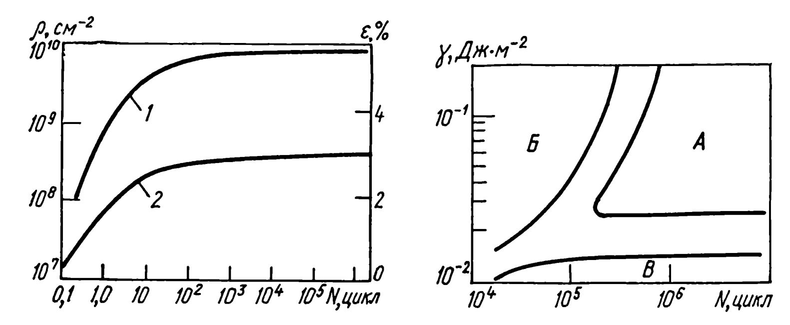



Рис. 2.11. Изменение средней по образцу плотности дислокаций (*1*) и суммарной пластической деформации (*2*) в процессе циклического нагружения растяжением технического железа ($\sigma_a = 211$ МПа) [19].

Рис. 2.12. Схема формирования дислокационных структур в зависимости от энергии дефекта упаковки (γ) и числа циклов до разрушения:

*А* — устойчивые полосы скольжения, дислокационные петли и диполи; *Б* — ячеистая структура; *В* — плоские дислокационные сплетения.

и ячейки. Для таких материалов при увеличении плотности дислокаций возникают плоские сплетения, вытянутые вдоль плоскостей скольжения (см. рис. 2.10, *г*). Качественно картина подобна таковой в области мало- и многоциклового нагружения.

Дислокационную структуру однофазных металлов можно охарактеризовать диаграммой, описывающей виды дислокационных структур в зависимости от ЭДУ и количества циклов до разрушения (рис. 2.12) [2]. Хотя эта диаграмма была первоначально построена для однофазных ГЦК металлов, она сохраняет свое значение и для других металлических материалов, по отношению к которым возможна оценка ЭДУ (отличительные особенности дислокационной структуры ГЦК металлов будут дополнительно изложены ниже).

Независимо от типа сформированной дислокационной структуры плотность дислокаций ρ на стадии насыщения возрастает с повышением амплитуды напряжения, подчиняясь уравнению [20]

$$\sigma_a = \sigma_0 + \alpha_0 G \mathbf{b} \sqrt{\rho}, \qquad (2.6)$$

где $\sigma_0$ — параметр, эквивалентный напряжению трения в решетке; $\alpha_0$ — коэффициент дислокационного упрочнения; **b** — вектор Бюргерса. Согласно оценкам Ж. Поллака и X. Шмидта, для некоторых металлов сохраняется линейная зависимость между $\sigma_a$ и ρ [2].

В случае образования при усталости ячеистой структуры размер ячеек $d_{яч}$ зависит от амплитуды напряжений. Для малоциклового нагружения

с постоянной деформацией выполняется зависимость

$$\sigma_a = M d_{яч}^{-1}, \tag{2.7}$$

где $M$ — константа.

Дислокационная ячеистая структура металла высокоустойчива к условиям циклического нагружения. Так, ячеистая структура, сформированная при высокоамплитудном малоцикловом нагружении, сохраняется при переходе в режим многоциклового нагружения. В свою очередь структура прерывистых полос и скоплений, характерная для многоцикловой области, трансформируется в ячеистую при переходе на циклическое нагружение в малоцикловой режим [2].

**Материалы с циклическим разупрочнением.** В материале после холодной деформации дислокационная структура зависит от степени и температуры наклепа, а также сопротивления поперечному скольжению —энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Такая дислокационная структура по своему типу не претерпевает изменений при циклировании, но ее тонкие характеристики могут существенно изменяться: может уменьшиться плотность дислокаций в стенках ячеек, появиться прерывистые полосы или плоские сплетения. При этом размер исходных ячеек, полученных при холодной деформации, приближается к размеру, характерному для отожженного металла при его циклическом деформировании в условиях насыщения [2]. Для протекания процесса разупрочнения после холодной деформации растяжением необходима циклическая деформация обратного знака: следовательно, разупрочнения при пульсирующем растяжении не будет.

Циклическое разупрочнение наблюдается также в материалах с дисперсионным упрочнением и после мартенситного превращения. При больших расстояниях между частицами второй фазы дислокационная структура при усталости образуется беспрепятственно, как и в случае отожженных металлов. В материалах с интенсивным дисперсионным упрочнением и малым межчастичным расстоянием при усталости выявляются лишь специфические, закрепленные на частицах дислокационные петли. При этом первостепенное значение приобретает стабильность частиц против движения дислокаций, а не собственно дислокационная структура металла.

В ряде случаев разупрочнение можно рассматривать как следствие нестабильности определенных металлургических структур (например, укрупнения выделений в итоге циклического перестраивания дисперсионно-упрочненных алюминиевых сплавов). Субструктурные изменения такого типа способствуют формированию более устойчивой дислокационной структуры в свободных полях между выделениями с существенно увеличенным межчастичным расстоянием.

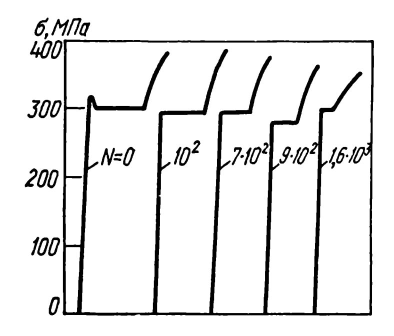
Разупрочнение закаленных сплавов связано с «вымыванием» дислокаций с границ и субграниц, а также уменьшением общей плотности дислокаций за счет выхода их на поверхность. Разупрочнение обработанных на твердый раствор никелевых мартенситостареющих сталей связано с перестройкой сплетений дислокаций в регулярные сетки, что приводит к уменьшению напряжений дальнего порядка [5].

В целом разупрочнение упрочненных при предварительной обработке сплавов следует рассматривать как результат превращения несвойственной исходному металлу дислокационной структуры в более равновесную под воздействием циклической пластической деформации. Процесс разупрочнения отражает нестабильность высоких пределов упругости при монотонном нагружении, достигаемых за счет снижения подвижности дислокаций высокой плотности, и поэтому может рассматриваться как переход к более стабильной дислокационной структуре.

**Материалы, образующие зуб текучести.** Среди конструкционных материалов выделяются такие, которым присуща текучесть при монотонном

нагружении с образованием полос Чернова — Людерса в диапазоне напряжений вблизи верхнего и нижнего пределов текучести. Это, главным образом, ОЦК металлы с примесями внедрения. К характерным практически важным материалам такого типа принадлежат низкоуглеродистые стали (с примесями азота), молибден (с примесями углерода, азота и кислорода), ниобий (с примесями кислорода). При циклическом деформировании эти материалы первоначально разупрочняются, затем упрочняются.

Возникновение зуба текучести объясняется освобождением дислокаций из окружения внедренных атомов, образующих облака Коттрелла.



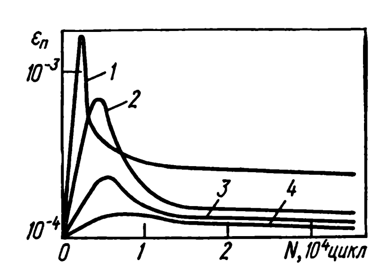




Рис. 2.13. Диаграммы растяжения углеродистой стали после циклического нагружения с постоянной амплитудой $\sigma_a=246$ МПа [2].

Рис. 2.14. Кривые циклического упрочнения — разупрочнения углеродистой стали при нагружении с контролируемой амплитудой напряжений: 1—$\sigma_a=250,2$ МПа; 2—$\sigma_a=249,8$ МПа; 3—$\sigma_a=237,4$ МПа; 4—$\sigma_a=233$ МПа [2].

При циклических нагрузках с амплитудой ниже предела текучести происходит постепенное освобождение дислокаций по мере увеличения количества циклов, что находит свое проявление в постепенном сокращении площадки текучести (рис. 2.13). При циклическом деформировании происходит постепенное освобождение дислокаций в определенной части наиболее выгодно ориентированных зерен, затем процесс распространяется на все зерна. Таким образом заканчивается этап разупрочнения, на смену которому приходит упрочнение (рис. 2.14), связанное с постепенным образованием устойчивой ячеистой структуры или плоских дислокационных сплетений. Долговечность, отвечающая перелому на кривой циклической упрочняемости, совпадает с моментом окончания формирования макрополос Чернова — Людерса на испытываемом образце [2].

Для материалов, образующих физический предел текучести, разработана концепция непрерывной текучести, базирующаяся на анализе обобщенной диаграммы накопления усталостных повреждений [17, 19].

**Специфика дислокационной структуры поверхностного слоя.** Систематические исследования, проведенные в течение двух последних десятилетий, не подтвердили первоначального заключения П. Хирша об отсутствии существенных различий дислокационной структуры приповерхностных и внутренних слоев изделий, подверженных усталости. Наоборот, сложились четкие представления о специфичности с этой точки зрения тонкого слоя у поверхности исследуемого объекта. Детальное изучение специфики дислокационной структуры поверхностных слоев и их свойств (так называемый эффект «дебрис слоя») проведено в работах В. С. Ивановой и ее учеников.

Рис. 2.15. Усталостные полосы скольжения на поверхности армко-железа (снимок В. Ф. Терентьева).

Рассмотрим особенности дислокационной структуры поверхностных слоев для однофазных материалов, базируясь на диаграмме, представленной на рис. 2.12, и обращая основное внимание на ГЦК металлы, для которых эти особенности проявляются наиболее четко и в наибольшей мере изучены.

*Область А (многоцикловая усталость материалов с высоким уровнем ЭДУ).* Для таких материалов эволюция дислокационной структуры в режиме насыщения по плотности ρ завершается образованием на поверхности полос скольжения, которые представляют собой линии выхода на поверхность активных плоскостей скольжения (рис. 2.15). Эти полосы имеют небольшую глубину и могут быть убраны электрополировкой поверхности, однако после травления, а также последующего циклического деформирования они выступают в тех же местах опять, почему и получили название устойчивых полос скольжения (УПС). УПС имеют собственную дислока-

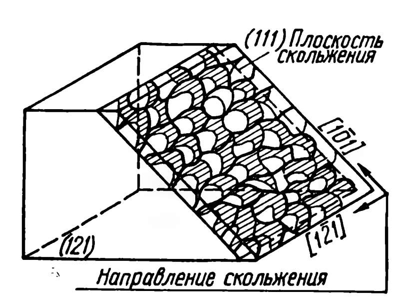



Рис. 2.16. Модель дислокационного строения УПС.




Рис. 2.17. Дислокационная структура технического железа после циклического нагружения при $\sigma_a = 240$ МПа в течение $1{,}36 \cdot 10^6$ циклов; глубина от поверхности 150 мкм (снимок В. Ф. Терентьева).

ционную структуру, отличную от структуры остальной матрицы, они состоят из ориентированных в плоскости скольжения (111) чередующихся полос с высокой и низкой плотностью дислокаций, образующих неярко выраженную ячеистую структуру лестничного типа. На рис. 2.16 представлена трехмерная модель дислокационного строения УПС. Для образования УПС необходимо достижение при циклическом нагружении определенного порогового уровня амплитуды пластической деформации не ниже $10^{-5}$; для некоторых металлов этот пороговый уровень возрастает до $2 \cdot 10^{-4}$. Образование УПС всегда начинается с поверхности, для поликристаллических материалов их возникновение связано с границами зерен. УПС представляют собой прослойки более мягкие, чем окружающий матричный материал.

УПС встречаются иногда и у ОЦК металлов с повышенной склонностью к поперечному скольжению, например в низкоуглеродистой стали и желе-

зе, обогащенных примесями. Вместе с тем для ОЦК металлов в области *А* более характерна размытая без четких структурных особенностей полосовая текстура, представленная на рис. 2.17.

*Область Б* (*малоцикловая усталость, материалы с высокой ЭДУ*). Ячеистая структура как результат эволюции дислокационных образований на этапе насыщения характерна как для поверхностного слоя, так и для внутренних слоев металла. Вместе с тем измерения некоторых более тонких параметров ячеек указывают на определенные отличия в строении ячеек поверхностного слоя от таковых во внутренних объемах изделия.

*Область В* (*материалы с низкой ЭДУ*). Для указанных материалов дислокационная структура по своему типу одинакова как в поверхностных, так и во внутренних слоях и состоит из плоских дислокационных сплетений. Принципиальное отличие поверхностного слоя заключается в большей (на два порядка) плотности дислокаций. Имеются также доказательства формирования у таких материалов специфических УПС.

## 2.3. Повреждаемость при усталости и инициирование трещин

Усталостные повреждения и образование трещин берут свое начало у свободной поверхности металла. Исключением являются разрушения при контактной усталости, поскольку тогда микротрещины возникают под поверхностью в зонах действия максимальных касательных напряжений. Подобным же образом в изделиях после упрочнения наклепом происходит подповерхностное инициирование трещин в зоне перехода от сжимающих к растягивающим напряжениям. Аналогичная ситуация имеет место после поверхностного упрочнения цементацией, азотированием и т. п.

Во многих случаях поверхностная повреждаемость объясняется образованием в элементах конструкций градиента напряжений за счет конструктивных концентраторов, а также изгиба или кручения как весьма распространенных видов нагружения. В изделиях, подверженных осевым нагрузкам растяжением или сжатием, также всегда неизбежны перекосы и эксцентриситет, которые привносят дополнительные напряжения в поверхностные слои за счет изгиба или кручения.

На поверхности изделий и деталей машин всегда есть микроконцентраторы напряжений, возникшие в процессе образования поверхности. Возле них неизбежно повышение напряжений (до 10—20 %), что является причиной локализованной пластической деформации при циклическом нагружении. При достижении циклически прикладываемыми напряжениями определенного, достаточно высокого уровня в местах выхода на поверхность дислокаций появляются микроскопические ступеньки, которые затем становятся источниками дополнительной концентрации напряжений.

В ряде случаев источниками локализованной концентрации напряжений могут быть расположенные у поверхности частицы второй фазы (например, выделения или включения). Даже в поле однородных номинальных напряжений поверхностные включения и микронадрезы вызывают напряжения, которые на 7—12 % выше напряжений, возникших под воздействием аналогичных дефектов в теле образца [21]. Роль поверхностных дефектов и надрезов усиливается по мере повышения прочности материалов.

Дислокационная структура однофазных металлов, сформированная на этапе насыщения циклической упрочняемости, однородна и не имеет повреждений. Такое заключение подтверждается тем, что две половинки разрушенного от усталости образца со сформированной при циклическом нагружении дислокационной структурой при повторных испытаниях на усталость имеют долговечность на уровне исходного образца. С другой стороны, это свидетельствует о локализации повреждений материала в сечениях,

по которым происходит разрушение. Для большинства технически важных однофазных гомогенных металлических материалов разрушение обусловлено локальной концентрацией пластической деформации в процессе циклического нагружения.

Концентрация скольжения в полосах сдвига (как проявление усталостной повреждаемости металлов) была замечена еще в начале века Дж. Юингом и Дж. Хемфри. Последователи указанных авторов пришли к однозначному выводу, что негомогенная пластическая деформация в полосах скольжения способствует начальному развитию у поверхности зародышевых трещин. Для металлов с высоким уровнем ЭДУ усталостные полосы сдвига образуются по типу УПС в области многоциклового нагружения и преимущественно по типу ячеистой субструктуры в малоцикловой области. Для металлов с низким уровнем ЭДУ и высоким сопротивлением поперечному скольжению образование полос усталостного сдвига происходит в результате конечного процесса грубого скольжения на поверхности металла, подготовленного предшествующим этапом тонкого гомогенного скольжения [2].

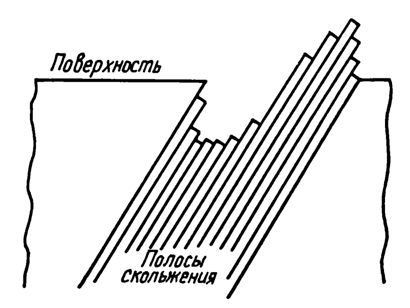


Рис. 2.18. Схема образования экструзий и интрузий.

В процессе локализованного пластического сдвига в связи с накоплением остаточных смещений из-за необратимой пластической деформации развивается рельеф на первоначально гладкой поверхности. По мере увеличения количества циклов идет накопление на ней вертикальных смещений с образованием пакетно распределенных впадин и выступов. Они служат местами больших концентраций деформаций, что ведет к возникновению разрывов — микротрещин. Формирование микротрещины происходит, когда концентрация напряжений в поверхностной впадине не может больше срелаксировать за счет пластического сдвига, а также достаточно высока для разрыва межатомных связей. Таким образом, появляются тонкослойные разделенные участки металла, выступающие на поверхность (экструзии), а также вдавленные в нее (интрузии) — рис. 2.18. Систематические наблюдения экструзий и интрузий были впервые проведены П. Форсайтом [22], а затем В. Вудом [23]. Эти образования металлографически четко выявляются на поперечных сечениях образцов, поверхность которых перед разрезом защищена покрытием (рис. 2.19), и являются результатом смещений противоположного знака. Кристаллографически ориентированные микротрещины углубляются по мере дальнейшего деформирования образца. Минимальная глубина обнаруживаемых металлографически микротрещин находится в пределах от одного до десяти микрометров.

Для развития трещинообразования в полосах скольжения необходимо, чтобы вектор скольжения был направлен под определенным, достаточно большим углом к поверхности. Так, усталостное трещинообразование существенно задерживается, если кристалл меди ориентирован таким образом, что плоскость первичного скольжения находится параллельно поверхности [9]. Это означает, что в указанном случае поверхностные ступеньки могут возникать в плоскости вторичного скольжения, в связи с чем

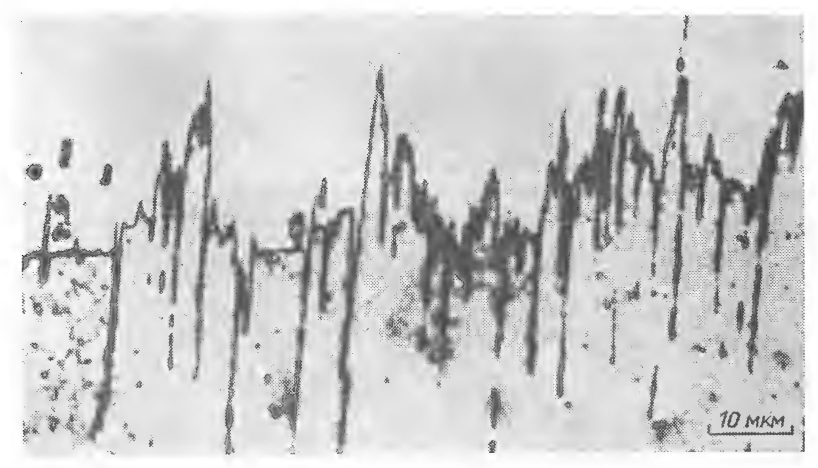



Рис. 2.19. Структура поверхностных слоев меди в месте образования экструзий и интрузий после циклического нагружения в течение $2 \cdot 10^5$ циклов при относительной деформации сдвигом 0,003 [9].

развитие рельефа на поверхности проходит значительно медленнее. Однако в поликристаллических материалах использование этого фактора при конструировании изделий весьма затруднительно.

Электроникелирование поверхности, обеспечивая заполнение поверхностных дефектов, значительно увеличивает долговечность испытываемых на усталость образцов из технической меди. Периодическое удаление посредством электрополировки поверхностных неоднородностей, возникших при циклическом нагружении продолжительностью до 80 % полной долговечности, позволяет продлевать практически бесконечно выносливость медного образца [2]. Такое влияние электроникелирования и электрополировки на циклическую долговечность доказывает роль экструзий и интрузий как источников концентрации напряжений.

Трещинообразование, связанное с интрузиями, проходит более легко и быстро в металлах с извилистым скольжением, которые имеют высокий уровень ЭДУ. У металлических материалов с извилистыми системами скольжения, при наличии которых поперечное скольжение в принципе затруднено, подобного изменения рельефа поверхности при циклическом нагружении не наблюдается. Это справедливо в первую очередь для ионных кристаллов, у которых усталость путем образования интрузий не реализуется [5].

Выделено три типа усталостного трещинообразования металлов и сплавов:

1) зарождение трещин в полосах скольжения как один из наиболее универсальных типов инициирования, характерный для пластичных металлов;

2) зарождение трещин, связанное со структурными границами раздела (границами и субграницами зерен, границами двойников);

3) трещинообразование, обусловленное включениями, частицами второй фазы и т. п.

Для названных типов трещинообразования общее то, что они связаны с локализованной концентрацией пластической деформации металла на поверхности или в подповерхностном слое.

**Трещинообразование в полосах скольжения.** Трудно, но принципиально важно установить различия между глубокой интрузией и микротрещиной. Подробный анализ механизмов трещинообразования с указанием литературных источников изложен в монографии [20]. Во многих предложенных моделях в этом вопросе нет надлежащей ясности. Например, В. Вуд рассматривал трещинообразование как результат относительного движения металла в виде расслоенных параллельно расположенных карт (см. рис. 2.18). Однако расчеты, выполненные А. Меем и С. Ито, показали, что локальный пластический карточный сдвиг приводит к возникновению высокой концентрации деформации и напряжений; последние могут релаксировать лишь путем углубления разрывов вдоль плоскостей скольжения. В работах С. Линча модель В. Вуда трансформирована за счет введения мягких прослоек, вовлеченных в процесс экструдирования металла. Такая модель предполагает наличие пластической деформации между мягкой прослойкой и матрицей. Проведенные расчеты и специальные эксперименты на слоистых материалах подтвердили возможность ускоренного трещинообразования по типу интрузий.

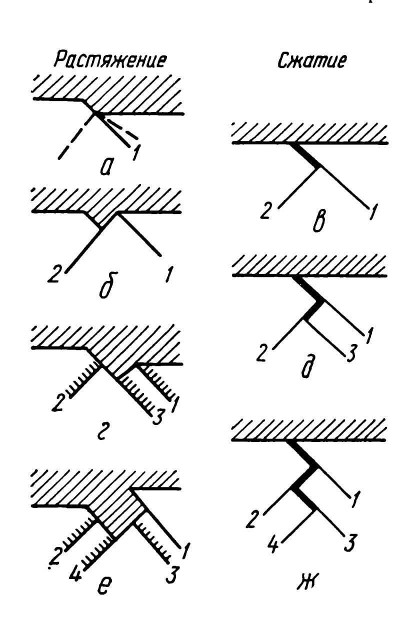



Рис. 2.20. Модель зарождения трещины по П. Нейману:

*1—4* — этапы образования микротрещин в полосах скольжения; *а—е* — последовательность приложения циклической нагрузки [2].

Поскольку изложенные модели рассматривают скольжение в одной плоскости, они наиболее пригодны для материалов с плоским скольжением. Были также предложены модели, которые удовлетворительно описывают инициирование трещин в условиях образования извилистых полос скольжения. Согласно А. Коттреллу и В. Халлу, микротрещина может формироваться путем действия двух дислокационных источников по пересекающимся плоскостям скольжения [20]. В итоге скольжения в одной из плоскостей возникают экструзии, в другой — интрузии.

Одна из наиболее реалистичных моделей образования трещины при грубом скольжении в двух взаимноперпендикулярных плоскостях была предложена П. Нейманом [2]. Поэтапная схема появления трещины, отвечающая указанной модели, представлена на рис. 2.20.

**Инициирование трещин на структурных границах раздела.** Границы зерен — это дополнительные структурные концентраторы, поэтому здесь в первую очередь может происходить добавочная интенсификация скольжения, что увеличивает вероятность образования микротрещин первого типа. Известны две модели трещинообразования по границам зерен [24]. Согласно одной из них трещина может возникнуть вследствие пластической нестабильности при циклическом деформировании сдвигом вдоль

границы двух зерен. Согласно второй существует возможность зернограничного скольжения двух надлежащим образом кристаллографически ориентированных зерен. Эти модели применимы главным образом для усталости с большой амплитудой деформации, а также для высокотемпературной усталости. При высоких температурах испытаний (превышающих половину значения температуры плавления) формирование трещин обычно обусловлено интенсивным зернограничным скольжением

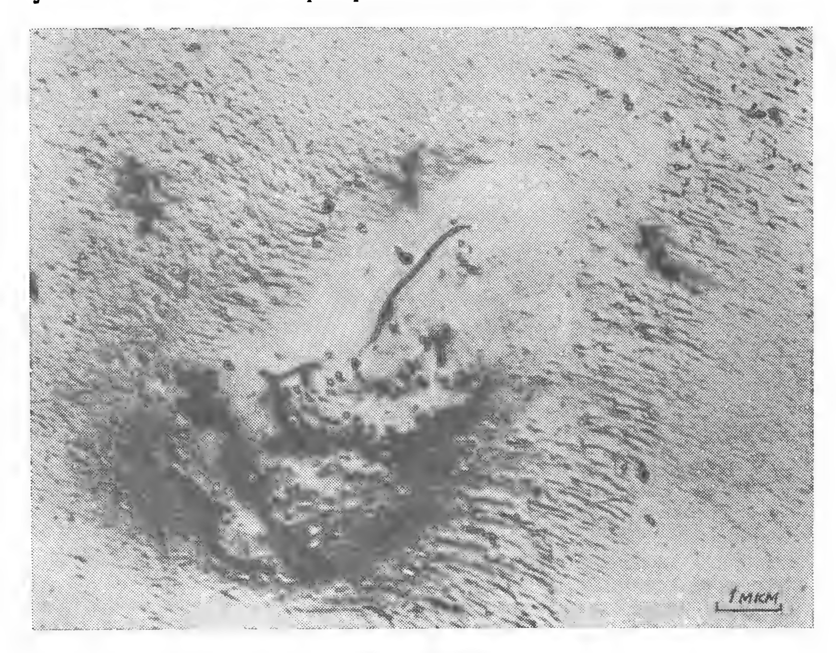



Рис. 2.21. Концентрация полос скольжения у неметаллического включения в процессе усталости алюминиевого сплава 2024-Т4 (типа Д16П) [9].

К практически важным материалам, у которых зарождение трещин усталости приобретает зернограничный характер, относятся высокопрочные стали с мартенситной структурой, чувствительные к ЗР, а также высокопрочные стали с повышенным содержанием металлургического водорода.

Зарождение трещин усталости наблюдается на границе двойников отжига в ГЦК металлах. В то же время в ОЦК металлах двойники как источник трещинообразования могут играть существенную роль при испытаниях на усталость в области низких криогенных температур [20].

**Зарождение усталостных трещин на дисперсных выделениях и включениях.** Расположенные вблизи поверхности дисперсные выделения и включения выступают в роли структурных концентраторов напряжений: в их окрестности наблюдается интенсивная локализация пластической деформации, что увеличивает вероятность инициирования микротрещин в пределах полос скольжения (рис. 2.21). Вместе с тем частицы второй фазы могут способствовать появлению микротрещин по другим механизмам в связи с декогезией материала у межфазной границы или растрескиванием включений. Разрушения, обусловленные частицами второй фазы, весьма распро-

странены у алюминиевых и магниевых сплавов. Согласно металлографическим наблюдениям обычно образование микротрещины происходит не в зоне локальной пластической деформации, а у межфазной поверхности, чаще всего у скопления нескольких включений.

Для высокопрочных сталей доминирующими и определяющими становятся усталостные разрушения, вызванные неметаллическими включениями. Опасность включений как потенциальных мест зарождения трещины зависит от природы и размера включений, их формы и ориентации по отношению к приложенным напряжениям. Наиболее опасны недеформируемые при обработке давлением включения типа шпинелей, оксидов и силикатов, которые в связи с большой твердостью и неблагоприятной конфигурацией создают высокие уровни концентрации напряжений. При этом имеет особое значение прочность стали, поскольку чувствительность к включениям, как и к механическим надрезам, с ростом прочности увеличивается.

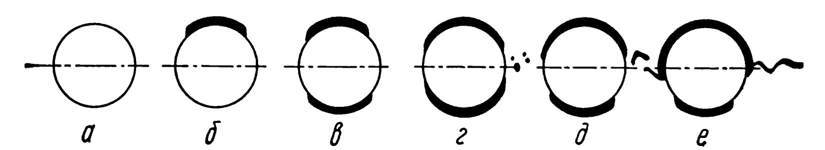



Рис. 2.22. Схема зарождения усталостной трещины у включения:
*а—е* — этапы развития повреждаемости.

Согласно [20] различают три основных механизма зарождения трещин усталости у включений:

1) разрушение непосредственно по телу включения;

2) разрушение включения по внутренней межфазной границе;

3) разрушение вследствие нарушения когезивной связи на границе включение — матрица.

Инициирование трещины по третьему типу (рис. 2.22) наиболее распространено. Начальные этапы процесса связаны с появлением пор с противоположных сторон включения. Затем идет развитие несплошностей по экватору включения на некотором расстоянии от его поверхности. Зона концентрации деформации сосредоточена на определенном расстоянии от включения, которое составляет 1,2—1,5 радиуса включения [25].

Рассмотренная модель образования несплошности у включения не противоречит дислокационной модели Т. Екобори, согласно которой в процессе циклического нагружения у включений возникают плоские скопления дислокаций, которые со временем в состоянии нарушить когезивную связь матрицы и включения. Подробный обзор работ, посвященный влиянию неметаллических включений на процессы трещинообразования в сталях, изложен в монографии [20].

В высокопрочных сталях после низкого отпуска (стали 40Х, 50ХН, 7Х2, ШХ15), согласно статистическому анализу [27, 28], более 90 % усталостных разрушений связано с инициированием трещины у приповерхностных недеформируемых включений. Это в наибольшей мере касается разрушений в многоцикловой области, поскольку в малоцикловом диапазоне напряжений встречаются зачастую разрушения с локализованной пластической деформацией вне включений.

Трещина от включения фрактографически проявляется в образовании на поверхности излома специфического светлого очага, названного «рыбьим глазом» (рис. 2.23). В центре «рыбьего глаза» всегда находится неметаллическое включение, его окружает темнотравящаяся зона размером не бо-

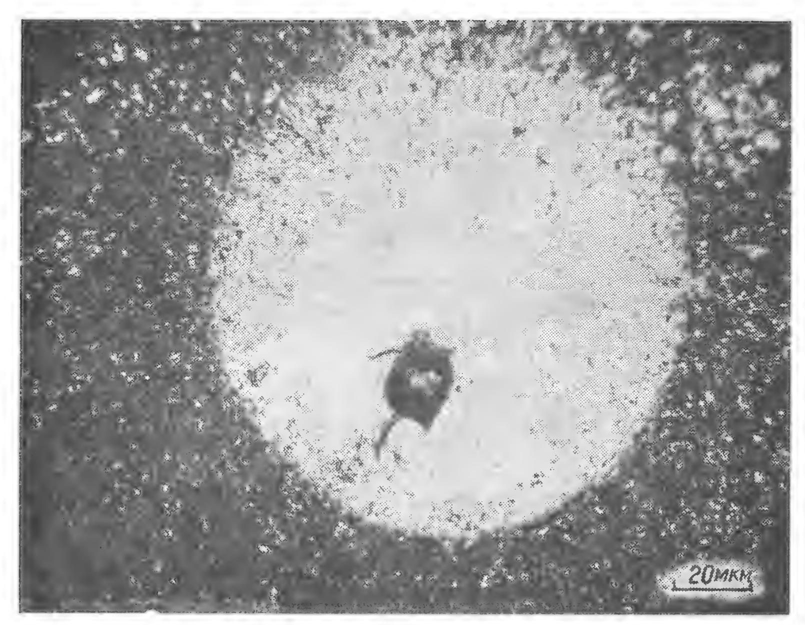



Рис 2.23. Микростроение очаговой зоны зарождения усталостной трещины в низкоотпущенной (423 К) стали ШХ15.

лее 50 мкм. Специфичность строения этой зоны можно объяснить накоплением пластической деформации на начальном этапе трещинообразования [28]. Профильный анализ изломов позволяет рассматривать начальную трещину у включения как микротрещину нормального отрыва, в отличие от микротрещин в пластичных металлических материалах, имеющих, как правило, сдвиговой кристаллографический характер.

Принципиальные отличия в механизме трещинообразования пластичных и высокопрочных хрупких сталей проявляются в характере корреляционных связей их предела выносливости с другими механическими свойствами. Анализ таких связей проведен [27] на ряде конструкционных сталей в связи с изменением их прочности за счет температуры отпуска (рис. 2.24). Для среднеуглеродистой стали 40Х с повышением температуры отпуска предел выносливости $\sigma_{-1}$ непрерывно снижается в меру уменьшения сопротивления малым пластическим деформациям, характеризуемым условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$. Такая корреляция между $\sigma_{-1}$ и $\sigma_{0,2}$ нарушается для высокоуглеродистых сталей с низкой температурой отпуска в области структурных состояний, для которых типично образование трещин у неметаллических включений по типу «рыбьего глаза». Для этих структурных состояний обнаружена симбатная связь между пределом выносливости и вязкостью разрушения $K_{Ic}$. Отличия зависимостей между $\sigma_{-1}$, $\sigma_{0,2}$ и $K_{Ic}$ для пластичных и высокопрочных сталей видны из рис. 2.25.

Исходя из представлений о различиях в механизме трещинообразования при повторном нагружении, что находит свое проявление в изменении контролирующего механического фактора (сдвиг или отрыв), материалы разделены на циклически вязкие и циклически хрупкие [27]. Для первых

процессы усталости контролируются характеристиками сопротивления малым пластическим деформациям, а зарождение трещин связано с локализованными пластическими деформациями, как правило, в полосах скольжения. У вторых трещинообразование происходит по механизму нормального отрыва у структурных дефектов типа включений и частиц второй фазы. В этом случае их сопротивление усталости контролируется уровнем вязкости разрушения. Для циклически хрупких материалов отсутствует фи-

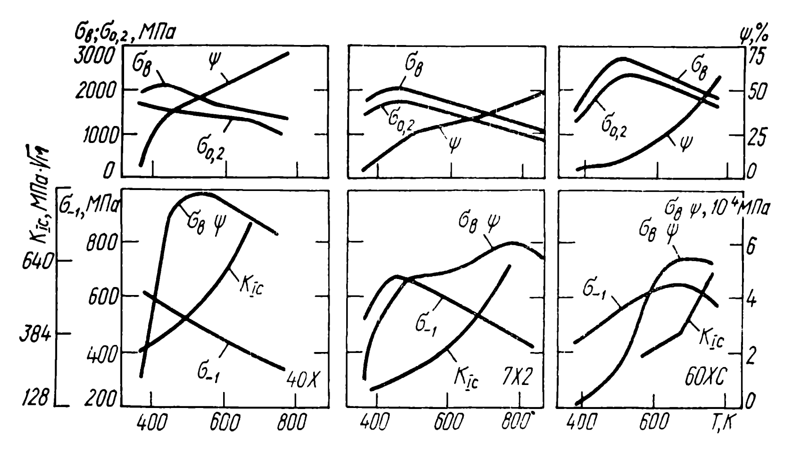



Рис. 2.24. Механические свойства закаленных сталей в зависимости от температуры отпуска $T_{отп}$:
1 — 40Х; 2 — 7Х2; 3 — 60ХС.

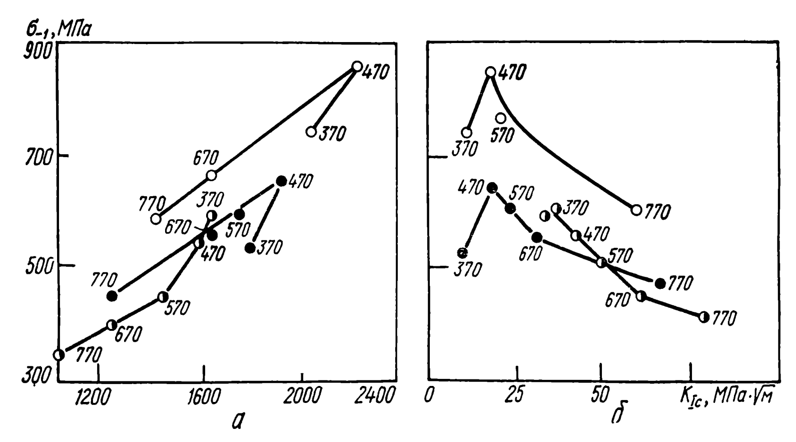



Рис. 2.25. Корреляционные зависимости между пределом выносливости, условным пределом текучести (*а*) и вязкостью разрушения (*б*) для закаленных сталей (цифры возле точек соответствуют температуре отпуска в кельвинах):
○ — ШХ15ЭШ; ● — 7Х2; ◐ — 40Х.

зический предел выносливости, а дисперсия долговечности значительно выше, чем у пластичных сталей [28].

**Обобщенная диаграмма усталостной повреждаемости.** В работах В. С. Ивановой и В. Ф. Терентьева [19] предложена обобщенная диаграмма накопления усталостных повреждений в процессе циклического деформирования ОЦК металлов и сплавов. По аналогии со стадийностью деформирования в условиях статического нагружения ими систематизированы основные периоды и стадии усталостного разрушения. В периоде зарождения усталостных трещин выделены стадии циклической микротекучести, текучести и упрочнения, а также стадия зарождения усталостных микротрещин.

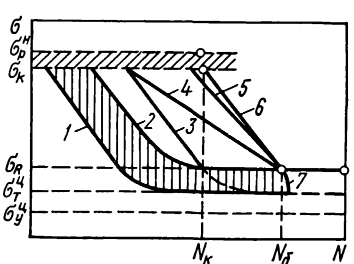



Рис. 2.26. Обобщенная диаграмма накопления усталостных повреждений [19]:

*1* — начало микроскопического течения; *2* — окончание микроскопического течения; *3* — начало образования субмикроскопических трещин; *4* — начало образования микроскопических трещин (линия Френча); *5* — начало катастрофического разрушения (долома); *6* — кривая усталости; *7* — линия стабилизации структурных изменений ниже предела выносливости; $\sigma^н_р$ — напряжение нижнего разрыва; $\sigma_к$ — критическое напряжение усталости; $\sigma^ц_т$ — циклический предел текучести; $\sigma^ц_у$ — циклический предел упругости; $N_к$ — критическое число циклов; $N_б$ — базовое число циклов.

Схематически диаграмма Ивановой — Терентьева представлена на рис. 2.26. Начальное повторное деформирование металлов, имеющих физический предел текучести $\sigma_т$, при напряжениях ниже $\sigma^ц_т$ выявляет стадию циклической микротекучести, которая предшествует негомогенной деформации на площадке текучести. Между линиями *1* и *2* при напряжениях выше предела выносливости расположена стадия циклической текучести, которая связана с полным устранением площадки текучести, что достигается в процессе гомогенной деформации всего массива зерен. Окончание стадии циклической текучести завершает этап циклического разупрочнения сплава. Между линиями *2* и *3* расположена стадия циклического упрочнения, внешнее проявление которой — образование тонких полос скольжения.

Стадия зарождения микроскопических трещин, расположенная между линиями *3* и *4*, получила название линии Френча. При достижении последней отдельные трещины становятся соизмеримыми с зернами. Метод Френча — один из самых ранних, однако весьма эффективных способов определения условий возникновения при усталости необратимой повреждаемости. Этот метод [29] включает первоначальное нагружение (на определенное количество циклов) материала выше предела выносливости и последующее циклическое нагружение на исходном пределе выносливости (до достижения базового количества циклов). Если образец разрушается, значит, он получил необратимое повреждение.

В рамках представлений, вытекающих из упомянутой диаграммы (см. рис. 2.26), заслуживает внимания новая характеристика — циклический предел текучести $\sigma^ц_т$, определяемый как минимальное циклическое напряжение, при котором возникает макроскопическая негомогенная деформация, а также методика построения линии стабилизации структурных изменений ниже предела выносливости (линия *7*).

## 2.4. Взаимосвязь периодов зарождения и распространения трещин при усталости металлов

Микротрещины усталости, первоначально возникшие в полосах скольжения, продолжают свое развитие в пределах этих полос в направлении действия максимальных касательных напряжений. При одноосном нагружении растяжением — сжатием это направление соответствует плоскостям, расположенным под углом 45° к боковой поверхности образца (рис. 2.27). Совпадение плоскости распространения трещины с направлением действия максимальных касательных напряжений объясняется тем, что в каждом отдельном зерне поликристалла имеется достаточное количество потенциальных систем активного скольжения, позволяющих задействовать плоскости, наиболее благоприятно ориентированные для реализации сдвига. В связи с таким характером развития повреждаемости первоначальный рост трещин можно назвать кристаллографическим.

На поверхности гладкого образца при циклическом нагружении возникает значительное количество микротрещин, однако большинство из них прекращает свой рост, достигнув длины, не превышающей десяти микрометров. Некоторые микротрещины продолжают свое развитие, объединяясь между собой, а также за счет углубления в плоскости действия изначальных экструзий и интрузий. С ростом длины происходит переориентация сдвиговой трещины в плоскость действия максимальных растягивающих напряжений (рис. 2.27). Таким образом, заканчивается I стадия кристаллографического распространения трещины, которая обычно охватывает длину, не превышающую десятых долей миллиметра *. Стадия субкритического распространения трещины (II стадия), протекающая по схеме нор-

---

* Для некоторых сплавов с высоким содержанием никеля длина сдвиговых трещин может достигать десятков миллиметров. В свою очередь, при коррозионной усталости сплавов, склонных к макроветвлению, распространение трещины вдоль плоскости максимального сдвига может охватывать весь диапазон долговечности образца [30].

Таблица 2. 4. **Относительная продолжительность этапа инициирования**

| Материал | Тип образца | Место локализации трещины |
|---|---|---|
| Чистая медь | Гладкий | Полоса скольжения |
| Чистый алюминий | » | Граница зерна |
| | Концентратор с $\alpha_\sigma=2$ | Полоса скольжения |
| Алюминиевый сплав 2024-Т4 (типа Д16П) | Гладкий | Граница зерна |
| | Концентратор с $\alpha_\sigma=2$ | Включение |
| Сталь 4130 (типа 30ХГСМ) | Гладкий | Граница зерна |

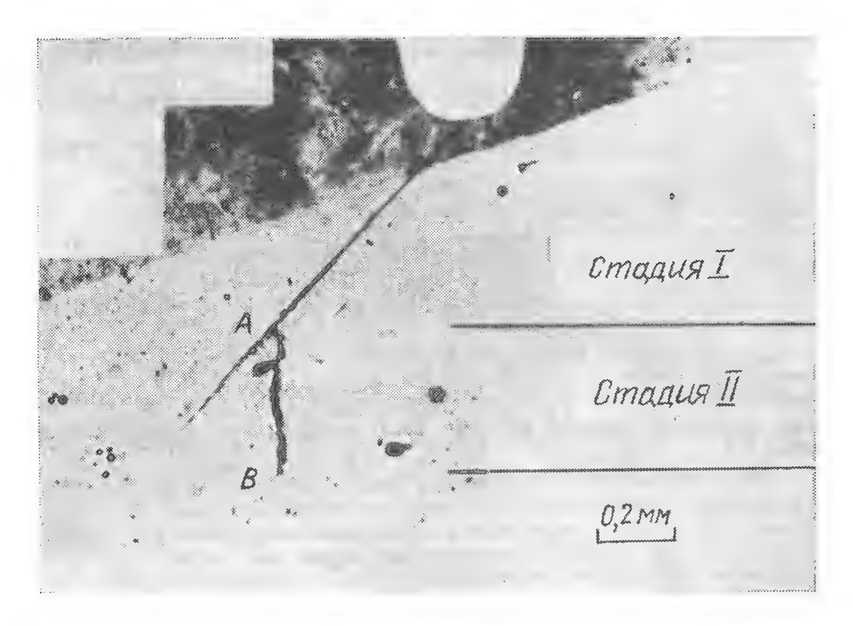



Рис. 2.27. Начальные стадии распространения усталостной трещины в медном сплаве, содержащем 2 % Co.

мального отрыва, заканчивается при достижении трещиной критической длины, соответствующей спонтанному кратковременному разрушению (долому) всего образца. Сдвиговая трещина, развивающаяся на I стадии усталости, называется трещиной Форсайта [31, 32], по имени исследователя, систематически изучавшего начальную стадию усталостной повреждаемости.

**микротрещины в различных материалах [9]**

| Количество циклов | Исходная длина трещины, мм | $N_з/N$ | Автор |
|---|---|---|---|
| $2 \cdot 10^6$ | $8 \cdot 10^{-5}$ | 0,05 | Н. Томпсон, Н. Вудсворт, Н. Лаут |
| $3 \cdot 10^5$ | $5 \cdot 10^{-4}$ | 0,10 | Г. Смит |
| $2 \cdot 10^6$ | $1 \cdot 10^{-5}$ | 0,005 | Дж. Гросскройц |
| $5 \cdot 10^4$ | $4 \cdot 10^{-3}$ | 0,40 | Дж. Шийве |
| $1 \cdot 10^6$ | $4 \cdot 10^{-3}$ | 0,70 | » |
| 150 | $1 \cdot 10^{-2}$ | 0,60 | С. Мэнсон |
| $1 \cdot 10^3$ | $1 \cdot 10^{-2}$ | 0,72 | » |
| $5 \cdot 10^3$ | $1 \cdot 10^{-2}$ | 0,88 | » |
| $1 \cdot 10^5$ | $8 \cdot 10^{-4}$ | 0,05 | Дж. Гросскройц |
| $1 \cdot 10^3$ | $1 \cdot 10^{-2}$ | 0,72 | С. Мэнсон |

Переход от I ко II стадии разрушения связан с изменением траектории трещины, его оценка металлографически или другими доступными способами весьма затруднительна, в связи с чем разделение периодов зарождения и распространения трещины при усталости металлов также очень сложно. До настоящего времени этот принципиальный вопрос методически еще не решен.

Один из возможных методов оценки периода зарождения трещины базируется на установлении с помощью доступных средств наблюдений момента возникновения минимальной трещины. При наблюдениях невооруженным глазом это трещины длиной 2—3 мм, в поле электронного микроскопа — длиной десятые доли микрометра. Безусловно, такой произвольный выбор длины начальной трещины резко сказывается на продолжительности периода зарождения $N_з$ и его доли в полной долговечности $N$.

С целью получения качественного представления о влиянии различных факторов на сопротивление зарождению и распространению трещины используется отношение $N_з/N$, характер изменения которого иллюстрируется примерами, взятыми из работ различных авторов, приведенных в табл. 2.4.

При определении $N_з$ по первой обнаруженной микротрещине период зарождения трещины резко сокращается и может составлять несколько процентов от общей долговечности. Это касается в первую очередь трещинообразования в полосах скольжения, в то время как в случае образования трещин у включений отношение $N_з/N$ резко возрастает. В общем зарождение трещины происходит тем быстрее, чем пластичнее материал. Существуют, однако, противоречивые взгляды о влиянии ЭДУ на зарождение трещин в полосах скольжения. Наряду с выводом об отсутствии какого-либо влияния некоторые авторы утверждают, что зарождение трещины происходит быстрее в материалах, склонных к извилистому скольжению, т. е. при наличии высоких уровней ЭДУ.

Отношение $N_з/N$ уменьшается по мере увеличения амплитуды нагружения: таким образом, в области малоциклового нагружения практически долговечность образца в целом может быть связана с распространением трещины. Вместе с тем увеличение амплитуды напряжений способствует повышению количества одновременно инициированных микротрещин. Формирование трещин существенно зависит от асимметрии цикла: при испытаниях с возрастающей растягивающей статической компонентой число циклов, соответствующих образованию трещины, сокращается, в то время как при асимметрии с наложенным статическим напряжением сжатия появление трещины затруднено, а иногда может отсутствовать и вовсе. Создание на образцах концентраторов напряжений является фактором резкого сокращения периода зарождения. Подобным же образом влияет шероховатость поверхности. Ее неровности, обусловленные механической обработкой, действуют как микронадрезы, что сокращает период зарождения.

Действие температуры испытания на процессы трещинообразования неоднозначно. Для материалов, у которых зарождение трещин связано с полосами скольжения, понижение температуры испытания увеличивает отношение $N_з/N$. Если инициирование трещины связано с включениями, однозначный ответ затруднителен, хотя для весьма хрупких материалов с понижением температуры отношение $N_з/N$ может уменьшаться. При переходе в область высокотемпературных испытаний может произойти дополнительное изменение тенденции в связи с переходом от трещинообразования в полосах скольжения к возникновению трещин на границах зерен.

Сопротивление усталости, в частности сопротивление трещинообразованию, несомненно, зависит от состояния поверхностного слоя изделия,

Холодный наклеп увеличивает сопротивление материала легкому скольжению, что способствует увеличению доли периода зарождения $N_з$ в общей долговечности $N$. Последнее достигается, прежде всего, за счет предварительных процессов разупрочнения в наклепанном слое. Еще более важны остаточные напряжения, привносимые при механической обработке, а также специальными методами ППД. Остаточные растягивающие напряжения у поверхности металла ускоряют образование трещин, остаточные сжимающие, наоборот, ингибируют трещинообразование при усталости металлов.

Влияние на трещинообразование различных видов химико-термической обработки и поверхностной термообработки многообразно. С одной стороны, оно будет определяться сопротивлением поверхностного слоя пластическому деформированию и остаточными напряжениями, с другой — образование в поверхностном слое частиц второй фазы, в том числе карбидов, нитридов, интерметаллидов и т. п., может радикально изменить механизм трещинообразования и как положительно, так и отрицательно сказаться на долговечности изделия, изменяя при этом соотношение $N_з/N$.

Коррозионная среда как дополнительный фактор при усталости металлов обычно значительно уменьшает сопротивление появлению начальных трещин. Одни авторы сокращение этапа зарождения трещины объясняют электрохимической гетерогенностью материала в активных плоскостях скольжения, которая ведет к образованию питтингов. (Последние сами по себе могут быть как исходными дефектами, так и добавочными концентраторами напряжений.) Другие авторы связывают ускорение зарождения трещин с разупрочнением защитных оксидных пленок на поверхности металла. Такие пленки образуются в связи с выдержкой образца в коррозионной среде, однако они подвержены разрушению в линиях интенсивного скольжения. Возникает гальванопара с малым анодным участком в зоне разрушения пленки и значительным катодным, которым служит сплошной оксидный слой на поверхности образца. Таким образом, ускоряется локальное растворение металла в полосах скольжения, период зарождения $N_з$ существенно сокращается.

Основная сдвиговая трещина, переходящая впоследствии в макротрещину нормального отрыва, формируется обычно путем коалесценции отдельных микротрещин, наиболее благоприятно расположенных по отношению к множеству микротрещин, возникающих в полосах скольжения. Между моментом появления первых микротрещин и образованием макротрещины нормального отрыва лежит продолжительный диапазон долговечности, который трудно оценить. Он, как правило, намного превосходит значение $N_з$, в итоге I стадия, по существу, значительно больше, чем это вытекает из оценки периода зарождения по первой обнаруженной трещине (см. табл. 2.4). Одна из самых важных, вместе с тем сложных, задач металловедения и механики усталостного разрушения именно и состоит в разработке механизма и методик количественной оценки событий в диапазоне долговечности между периодами зарождения по первой обнаруженной трещине и образованию макротрещины. Поскольку для пластичных металлов время до образования первых микротрещин ничтожно мало (часто доли процента от общей долговечности), этот этап охватывает практически весь диапазон $N_з$. Совершенно по-другому проходит зарождение трещин на включениях в высокопрочных материалах. В этом случае видимые следы трещинообразования у частиц второй фазы обнаруживаются после весьма продолжительной циклической деформации, зачастую превышающей половину полной долговечности, а начальная повреждаемость сводится, главным образом, к нарушению связи на границе матрица — включение или к растрескиванию включения. Это означает, что путь, пройденный сдвиговой трещиной в пределах I стадии, равняется лишь нескольким микрометрам,

Была предпринята попытка оценить периоды зарождения и распространения трещины в высокопрочных конструкционных хромистых сталях в связи с изменением содержания углерода и температуры отпуска после закалки как факторов упрочнения сталей [32, 33]. Испытания на усталость проводились при круговом изгибе образца с кольцевым надрезом ($\alpha_\sigma =$ $= 2{,}0$). Разделение полной долговечности $N$ на стадию зарождения $N_з$ и распространения $N_р$ производилось путем точной фиксации прогиба образца по методике В. В. Панасюка и соавторов [34]. Момент образования трещины устанавливался по скачку податливости образца, который наблюдался при длине начальной трещины, не превышающей 50 мкм. Хотя этот момент не определяет какого-то физически детерминированного перехода от зарождения к распространению, тем не менее он указывает на начало монотонного увеличения уже имеющихся в образце микротрещин при амплитудных значениях КИН, несколько превышающих порог усталости $\Delta K_{th}$. Как следует из кривых РУТ для четырех образцов, испытанных при одинаковом уровне номинальных напряжений (рис. 2.28), несмотря на особенности трещинообразования в каждом образце, кинетика СРТ имеет сходный характер. Длительность периода явно выраженного роста трещин для низкоотпущенной высокопрочной стали 50ХН составляет меньше половины общей долговечности, соотношение $N_з/N$ находится в пределах 50—85 %.

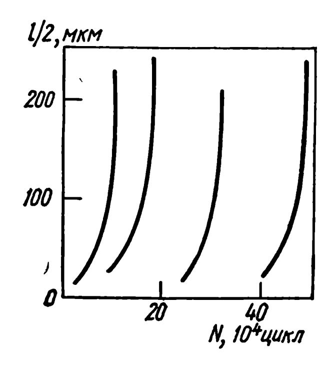



Рис. 2.28. Изменение длины трещины в образцах стали 50ХН (отпуск при 423 К) при циклическом нагружении с $\sigma_a = 940$ МПа.

В соответствии с описанной методикой оценены значения $N_з$ и $N$ различных сталей при испытаниях с фиксированным прогибом. На рис. 2.29, *а* показана кинетика роста трещины в зависимости от содержания углерода в стали: по мере увеличения содержания углерода в стали соотношение $N_з/N$ возрастает от 0,37 до 0,90 (рис. 2.29, *б*). Аналогично увеличивается длительность стадии зарождения усталостной трещины при возрастании твердости стали в связи со снижением температуры отпуска (рис. 2.29, *в*). Такая особенность характерна для высокопрочных сталей, которые в соответствии с классификацией, представленной в п. 2.3, относятся к циклически хрупким материалам.

Известны попытки установления предела выносливости и циклической долговечности конструкционных сплавов на основе исключительно инструментария механики разрушения и явлений, которые протекают лишь на стадии распространения трещины. Такой подход, по-видимому, правомерен для материалов, у которых поверхностные структурные дефекты можно рассматривать как готовые зародышевые макротрещины. В этом случае, например для гладкого образца с поверхностными дефектами типа полуэллиптических трещин, правомерно соотношение

$$\Delta K_{th} = 0{,}7\sigma_{-1}\sqrt{\pi l}, \qquad (2.8)$$

где $l$ — длина трещины (глубина дефекта). Из уравнения (2.8) на основа-

нри известных $\sigma_{-1}$ и $\Delta K_{th}$ нетрудно определить минимальную глубину структурного дефекта. Используя такой подход, Р. Кастилло и Т. Бейкер [35] при оценке несущей способности чугунов показали (см. п. 2.6), что размер потенциальных структурных дефектов соответствует средней глубине пластинчатой прослойки графита в исследованном чугуне. При этом расчеты выносливости проводились исходя из порога усталости $\Delta K_{th}$ коротких трещин, который до двух раз ниже значений, полученных на полномасштабных макротрещинах (подробнее см. гл. 7 настоящего тома).

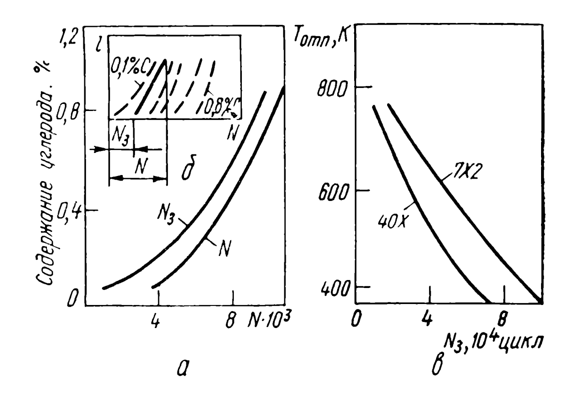



Рис. 2.29. Влияние содержания углерода (*а*) и температуры отпуска (*в*) на число циклов до зарождения усталостной трещины и общее число циклов до разрушения, а также схема кинетики роста трещины в зависимости от содержания углерода в стали (*б*) при испытаниях в условиях изгиба с вращением закаленных низколегированных сталей.

Известно несколько подходов к оценке периода зарождения, которые могут служить основой для разделения периодов зарождения и распространения трещин усталости.

1. Период зарождения оценивается по длине минимальной поддающейся наблюдению трещины (или микротрещины). Такая оценка физически не обоснована, поскольку зависит от разрешающей способности визуализатора. Способ может быть использован для сравнительной оценки (ранжировки) по периоду зарождения различных материалов при условии идентичного способа визуализации дефектов.

2. Период зарождения оценивается по скачку усилия (или деформации), прикладываемого в испытательном устройстве к исследуемому образцу. (Такой подход был, в частности, использован в работах [33] и [34].) Способ физически не обоснован, поскольку его чувствительность зависит от совершенства и точности испытательной машины, а также индикаторных возможностей используемых датчиков на фоне шумовых и физических помех, возникающих неизбежно в процессе испытаний.

3. В качестве момента перехода к распространению трещины принимается превращение сдвиговой трещины Форсайта в нормальную трещину отрыва. Такой подход физически обоснован, однако имеются значительные трудности в его экспериментальной реализации в связи с постепенностью

изменения траектории трещины, а также отсутствием надежных способов наблюдения такого изменения. Способ реализуем только для материалов, у которых зарождение трещины связано с полосами сдвига. Он не может быть применен при локализованном образовании трещин на включениях и «коалесцированном» перерастании системы микротрещин в магистральную трещину отрыва.

4. В качестве критерия для установления начала отсчета периода распространения принимается предположение о достижении потенциальной магистральной трещиной такой длины, которая допускает рассматривать ее дальнейшее распространение с использованием аппарата линейной механики разрушения. Длина этой трещины должна существенно превосходить размеры структурного параметра материала, а также пластической зоны, сформированной в вершине трещины. Несмотря на имеющиеся попытки проведения подобных оценок, их практическая реализация методически сложна. Заслуживают внимания попытки рассматривать в качестве индикатора формирования такой расчетной макротрещины момент достижения короткой трещиной при заданном уровне КИН стабильных, не зависящих от длины трещины значений скорости роста или постоянных значений пороговых КИН $\Delta K_{th}$.

## 2.5. Метод количественной оценки сопротивления зарождению усталостных трещин у концентраторов напряжений

Обычно зарождение трещин изучается на образцах с конструктивными концентраторами, поскольку на практике возникновение трещин в элементах конструкций происходит в местах концентрации напряжений (у галтелей, выточек, сварных швов и т. п.). С методической точки зрения такие образцы обеспечивают необходимую локализацию зоны наблюдения, кроме того, для них перспективными оказались подходы механики разрушения, один из которых, развитый в работах В. В. Панасюка и О. П. Осташа, излагается ниже [36].

При моделировании процесса зарождения трещины на соответствующих испытательных образцах необходимо знать напряженно-деформированное состояние в окрестности надреза, а затем у вершины короткой трещины (на ранней стадии ее развития), исходящей из этого надреза. Имеется ограниченное число решений соответствующих аналитических задач, полученных только в упругой постановке [36], в упругопластической постановке такие решения вообще отсутствуют.

Тот или иной параметр можно использовать в качестве характеристики сопротивления материала зарождению трещины, если при заданных условиях испытаний его значения не зависят от радиуса надреза, его длины, формы образца, способа приложения нагрузки. На начальном этапе исследований установлено, что номинальные напряжения $\Delta\sigma_{ном}$, соответствующие заданному числу циклов нагружения до зарождения трещины, определяются радиусом концентратора напряжений и, следовательно, не могут быть характеристикой материала [37]. Были затем сделаны попытки использовать в качестве указанного параметра максимальное напряжение в вершине надреза $\sigma_y$ [38]. Размах этих напряжений определяется формулой

$$\Delta\sigma_y = \alpha_\sigma \Delta\sigma_{ном} \approx K_I/\sqrt{\rho_{над}}, \qquad (2.9)$$

где $K_I$ — КИН у вершины трещины, длина которой равна глубине надреза; $\rho_{над}$ — радиус надреза.

Параметр $\Delta\sigma_y$ может играть роль характеристики сопротивления зарождению трещины только для материалов с ограниченной пластичностью [36]. В большинстве случаев в окрестности вершины надреза имеет место пластическая деформация, приводящая к уменьшению теоретического КИН $\alpha_\sigma$, вследствие этого зависимость числа циклов до зарождения макротрещины $N_з$ от напряжений $\Delta\sigma_y$ определяется радиусом надреза $\rho_{над}$ (рис. 2.30, *а*) и не может служить характеристикой материала [39]. С учетом этого сделана попытка привлечь для описания упругопластического состояния у вершины надреза другие параметры [39, 40]:

1) размах напряжений, рассчитанный в упругой постановке для некоторой области, определяемой параметром Нейбера, — $\Delta\sigma_y^{\rho^*}$;

Рис. 2.30. Зависимости числа циклов нагружения до зарождения макротрещины $N_з$ от размаха напряжений $\Delta\sigma_y$ (*а*) и $\Delta\sigma^d_y$ (*б*), а также изменение характеристического расстояния $d^*$ (*б*), полученные на образцах типа I из алюминиевого сплава Д16чТ1 при $b=64$ мм и $\rho_{над}=0{,}75$ мм (△); 2,0 мм (●); 6,5 мм (○).

2) размах напряжений с учетом размаха пластических деформаций —

$$\Delta\sigma_y' = K_f \Delta\sigma_{ном}, \quad K_f = \sqrt{E \Delta\bar{\sigma} \Delta\bar{\varepsilon}} / \Delta\sigma_{ном}, \qquad (2.10)$$

где $\Delta\bar{\sigma}$, $\Delta\bar{\varepsilon}$ — соответственно размах напряжений и деформаций в надрезе;

3) размах напряжений, рассчитанный в упругой постановке на некотором расстоянии $d$ от вершины надреза, — $\Delta\sigma_y^d$. Согласно результатам статистической обработки данных [40] о периоде зарождения трещины, из трех параметров $\Delta\sigma_y^{0^*}$, $\Delta\sigma_y'$ и $\Delta\sigma_y^d$ последний имеет ряд преимуществ: он обеспечивает наилучшее совпадение экспериментальных и аналитических результатов, базируется на расчетах в упругой постановке (что очень важно, если учесть трудности при решении упругопластических задач) и согласуется с теоретическими моделями зарождения трещины в полосе скольжения, блокируемой границей зерна [41]. При таком допущении значение $d$ в параметре $\Delta\sigma_y^d$ должно равняться характерному структурному раз-

меру материала $d^*$ (диаметру зерна, расстоянию между частицами второй фазы и т. п.).

Параметр $\Delta\sigma_y^d$ для комнатного образца с надрезом радиусом $\rho_{над}$ определяется по формулам [36, 39]

$$\Delta\sigma_y^d = \Delta\sigma_y (1 + d^*/\rho_{над}) (1 - 30\alpha\beta)/(1 + 2d^*/\rho)^{3/2}, \qquad (2.11)$$

$$\Delta\sigma_y = (1/\sqrt{\rho}) K_I (1{,}128 + 6{,}595\alpha - 116{,}5\alpha^2 + 705\alpha^3), \qquad (2.12)$$

где $\alpha = \rho_{над}/b$; $\beta = d^*/b$; $b$ — базовый размер компактного образца (см. рис. 2.30, *б*); $K_I$ — КИН у вершины краевой трещины, длина которой равна глубине надреза, в стандартном компактном образце [36]; $d^*$ — характеристическое расстояние, постоянное для материала и условий

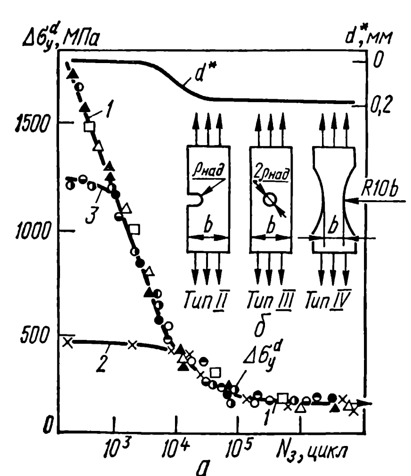



Рис. 2.31. Зависимость числа циклов нагружения до зарождения макротрещины $N_з$ от уровня напряжений $\Delta\sigma^d{}_y$, а также изменение характеристического расстояния $d^*$ (*а*), полученные на образцах типа I (см. рис. 2.30, *а*, *б*) при $b=64$ мм, типа II (*б*) при $b=20$ мм (◐); $b=30$ мм (△, □, ○); $b=64$ мм (▲, ⊖, ●); типа III (*б*), при $b=20$ мм (◑); $b=30$ мм (⊖); типа IV (*б*) (×) и радиусе надреза $\rho_{над}=0{,}75$ мм (▲, △); $\rho_{над}=2$ мм (□, ⊖); $\rho_{над}=6{,}5$ мм (◑ ⊖).

испытаний, определяемое экспериментально [39]. Относительная погрешность формулы (2.11) при $0 \leqslant \alpha \leqslant 0{,}1$ и $\beta \leqslant 0{,}005$ не превышает 1%. Таким образом, при известном значении $d^*$ параметр $\Delta\sigma_y^d$ рассчитывается по значению размаха переменной нагрузки через $K_I$ и геометрические размеры надреза.

Для заданного материала и условий его испытаний существует однозначная связь параметра $\Delta\sigma_y^d$ с количеством циклов, необходимым для зарождения трещины $N_з$, независимо от радиуса надреза, его глубины, толщины образца [39]. За момент появления макротрещины принималось число циклов нагружения до образования трещины длиной 0,1—0,3 мм. При этом характеристическое расстояние $d^*$ имеет тенденцию к монотонному увеличению при переходе от мало- к многоцикловой области диаграммы усталости. Значение $d^*$ возрастает также при увеличении толщины образца или понижении температуры испытания [39], но не зависит от геометрии образца и надреза, способа приложения нагрузки (рис. 2.31, *а*). Такие инвариантные зависимости количества циклов $N_з$ от $\Delta\sigma_y^d$ были получены [42] многими экспериментаторами (линия *1* на рис. 2.31, *а*), в том числе при испытании компактных образцов с краевым надрезом (см. тип I, рис. 2.30, *б*), полос различной ширины с краевым надрезом (тип II), полос

различной ширины с центральным отверстием (тип III) из листового алюминиевого сплава Д16чТ1 толщиной 2 мм (условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 440$ МПа). На рис. 2.31 показаны также результаты испытаний гладких образцов (тип. IV), для которых $\alpha_\sigma = 1$, т. е. $\Delta\sigma_y = \sigma_{ном}$. При $\Delta\sigma_{ном} < \sigma_{0,2}$ эти результаты хорошо согласуются с данными для образцов с надрезом; при $\Delta\sigma_{ном} > \sigma_{0,2}$ кривая для гладких образцов резко отклоняется влево, образуя практически горизонтальный участок (линия *2* на рис. 2.31, *а*), так как здесь происходит течение металла во всем сечении образца и теряется применимость подхода в упругой постановке.

Для образцов с надрезом при $\Delta\sigma_y^d > \sigma_{0,2}$ наблюдается почти прямолинейная зависимость между $\Delta\sigma_y^d$ и $N_з$ (в полулогарифмических координатах). Таким образом, локальные напряжения в зоне надреза могут существенно превышать условный предел текучести и предел прочности материала, определенные на гладких образцах. Однако, когда значение $\Delta\sigma_{ном}$ для образца с надрезом превысит значение $\sigma_{0,2}$ материала, наблюдается аналогичный горизонтальный участок на зависимости $\Delta\sigma_y^d - N_з$ (линия *3* на рис. 2.31, *а*). Это происходит в области долговечностей, на порядок меньших, чем для гладких образцов.

В итоге зависимость $\Delta\sigma_y^d - N_з$ в пределах применимости рассматриваемого подхода представляет собой диаграмму, характеризующую сопротивление материала зарождению усталостной макротрещины. На основании таких диаграмм по аналогии с пределом выносливости при заданной базе циклов нагружения и пороговым КИН можно ввести характеристику $(\Delta\sigma_y^d)\ N$, которая будет определять уровень напряжений в зоне надреза. Ниже этого уровня макротрещина не возникнет при выбранной базе испытаний $N$, а в пределе будет стремиться к пороговой величине $(\Delta\sigma_y^d)_{th}$.

Кроме того, этот параметр, например для алюминиевых сплавов Д16чТ1 и Д16Т [39], при изменении толщины образца в пределах 6—24 мм практически не изменяется, а с понижением температуры до 77 К его значение возрастает на 33 %.

Процесс зарождения и перехода от микро- к макротрещине в образцах с концентратором напряжений происходит в несколько этапов, включая в зависимости от уровня нагрузки один или два инкубационных периода [39]. Образование макротрещины завершается скачкообразным появлением у ее вершины развитой ПЗ и боковых утяжек на поверхности разрушения. Начальный размер макротрещины при этом соответствует характеристическому расстоянию $d^*$, по которому рассчитывается параметр $\Delta\sigma_y^d$. Поэтому авторы работы [39] считают, что величина $d^*$, являющаяся характеристикой материала при заданных условиях испытаний, определяет размер трещины в изделии (образце), превышающий $d^*$, при достижении которого она имеет свойства макротрещины и, следовательно, к ней применимы законы линейной механики разрушения. Значение $d^*$ лежит в пределах 0,1—0,4 мм [39].

Зарождение усталостной макротрещины следует рассматривать как двухпараметрический процесс, определяемый, например, величинами $\Delta\sigma_y^d$ и $d^*$[43]. В этом случае между характеристиками ЦТ на стадиях зарождения и развития макротрещины существует прямая связь. Рассматривая рост усталостной макротрещины как последовательные акты ее зарождения [42, 43], можно построить КДУР на основании характеристик сопротивления материалов зарождению макротрещины (зависимостей $\Delta\sigma_y^d - N_з$ и $d^* - N_з$).

## 2.6. Влияние структурных и металлургических факторов на усталость металлов и сплавов

Усталость как явление понижения прочности при повторном нагружении наблюдается у всех конструкционных, в том числе неметаллических, материалов. При этом материалы обнаруживают разную степень чувствительности к повторным нагрузкам в связи с реализацией разнообразных механизмов усталостного разрушения, что в итоге предопределяет предпочтительность их применения при изготовлении тех или иных машин и сооружений. В настоящее время собран значительный фактический материал о выносливости различных металлических материалов; ряд справочных данных, касающихся их пределов выносливости, изложен в монографиях [1, 44—47].

В соответствии с двумя основными технологическими принципами изготовления полуфабрикатов и изделий металлические сплавы разделяются на деформируемые (полученные технологическими операциями обработки давлением) и литые. Как правило, у первых сочетание прочности и пластичности при кратковременных испытаниях лучше, чем у вторых, у них также более высокий уровень сопротивления усталостному разрушению. Характерная особенность деформируемых материалов — наличие анизотропии прочности и выносливости, что обусловлено деформационной текстурой, полученной при прокатке или других операциях формообразования сортовых материалов или изделий.

В табл. 2.5 приведены данные о прочности на разыв и пределах выносливости ряда технически чистых металлов и сплавов на их основе. В качестве характеристики сопротивляемости усталостным нагрузкам здесь указан также коэффициент циклической прочности $\varkappa = \sigma_{-1}/\sigma_{\text{в}}$, который отражает для каждого рассматриваемого сплава потенциальные возможности использования при усталостном нагружении его структурных и субструктурных особенностей.

Пределы выносливости металлов, как следует из табл. 2.5, за редкими исключениями, не превосходят половину предела прочности $\sigma_{\text{в}}$. Коэффициент циклической прочности обычно выше у чистого металла, чем у созданного на его основе сплава, хотя по абсолютным значениям пределов выносливости сплавы значительно превосходят чистые металлы. Поскольку для чистых металлов возникновение усталостных трещин связано с развитием концентрации напряжений в полосах скольжения, сопротивление усталости выше у технически чистых металлов с низким уровнем ЭДУ [5]. Этот в целом правильный вывод иногда не подтверждается в связи с влиянием дополнительных факторов. В частности, вопреки таким предпосылкам армко-железо и низкоуглеродистая сталь имеют очень высокие значения коэффициентов $\varkappa$. Такое положение, по-видимому, связано со спецификой непрерывного скольжения при усталости в материалах, для которых за счет атомов примесей реализуется зуб текучести [19].

По абсолютным значениям циклической прочности стали превосходят все другие известные сплавы. Для сплавов на нежелезной основе предел выносливости выше 500 МПа практически не достигается, в то время как для сталей после НТМО зафиксирован рекордный предел выносливости 1185 МПа [48]. По указанной причине ниже будет уделено особое внимание оценке циклической прочности сталей.

Чистые однофазные металлы весьма важны и полезны при изучении закономерностей прочности и пластического деформирования твердых тел, однако их техническое значение крайне ограничено, ввиду низкого сопротивления разрушению как при кратковременном, так и при циклическом нагружении. По указанной причине на основе достижений современного металловедения и технологии металлов создан арсенал средств

повышения прочности конструкционных сплавов при одновременном обеспечении их удовлетворительной пластичности и трещиностойкости. К нему относятся структурные и металлургические факторы упрочнения металлических сплавов.

Таблица 2.5. **Пределы выносливости металлов и сплавов [46, 48]**

| Материал | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{-1}$, МПа | $\varkappa$ |
|---|---|---|---|
| Алюминий | 108 | 46 | 0,43 |
| Отожженное золото | 115 | 46 | 0,41 |
| Медь | | | |
| отожженная | 216 | 62 | 0,29 |
| холоднонаклепанная | 310 | 93 | 0,30 |
| Магний | 216 | 70 | 0,32 |
| Литейный магниевый сплав МЛ15 | 220 | 90 | 0,41 |
| Армко-железо | 294 | 185 | 0,63 |
| Латунь | | | |
| отожженная | 325 | 100 | 0,31 |
| холоднокатаная | 620 | 140 | 0,23 |
| Деформированный высокопрочный магниевый сплав МА14 | 350 | 120 | 0,34 |
| Ковкий чугун | 385 | 185 | 0,48 |
| Сталь | | | |
| низкоуглеродистая | 465 | 230 | 0,49 |
| хромоникелевая улучшенная | 1000 | 510 | 0,51 |
| высокопрочная закаленная | 1700 | 695 | 0,41 |
| конструкционная | | | |
| подшипниковая | 2200 | 800 | 0,96 |
| Н-11 после НТМО | 2540 | 1185 | 0,44 |
| Сплав алюминия | | | |
| с 4,5% Cu | 465 | 147 | 0,32 |
| с 5,5% Zn | 540 | 170 | 0,32 |
| Никель | | | |
| отожженный | 495 | 170 | 0,34 |
| холоднокатаный | 830 | 280 | 0,34 |
| Бронза | | | |
| фосфористая | 540 | 230 | 0,43 |
| алюминиевая | 770 | 340 | 0,44 |
| Титан | 570 | 340 | 0,68 |
| Высокопрочный титановый сплав ВТ-14 | 1200 | 440 | 0,37 |
| Патентированная стальная проволока | 3200 | 620 | 0,19 |

Примечание. Пределы выносливости определены при симметричном изгибе (база испытаний $10^7$—$10^8$ циклов).

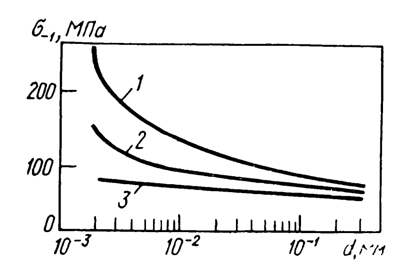
**Размер зерна.** Один из важных факторов упрочнения поликристаллического металла — уменьшение размера зерна. Зависимость физического предела текучести $\sigma_т$ от размера зерна $d$ подчиняется уравнению Холла—Петча

$$\sigma_т = \sigma_i + K_y d^{-1/2}, \quad (2.13)$$

где $\sigma_i$ и $K_y$ — константы для данного металлического материала при за-

данной постоянной температуре и скорости деформирования. Параметр $\sigma_i$ характеризует напряжение трения, необходимое для движения дислокаций в кристаллической решетке, и определяется силами Пайерлса — Набарро, обеспечивающими перемещение дислокаций через препятствия внутри зерна. Он возрастает при понижении температуры и повышении скорости деформирования. Параметр $K_y$ определяет прочность блокирования дислокаций у границы; измеряется в тех же единицах измерения, что и КИН,— МПа · $\sqrt{м}$.

Физическая сущность формулы (2.13) сводится к идее о свободном скольжении в кристаллите и образовании плоского скопления дислокаций



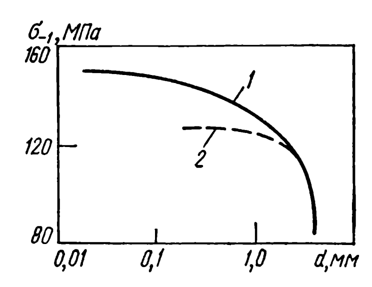




Рис. 2.32. Влияние размера зерна $d$ на предел выносливости α-латуни:
1 — гладкий образец; 2 — надрез $\alpha_\sigma = 1,49$; 3 — надрез $\alpha_\sigma = 2,94$.

Рис. 2.33. Влияние размера зерна $d$ на предел выносливости армко-железа:
1 — отжиг; 2 — деформация и отжиг [19].

у границы, которое можно рассматривать как трещину сдвига. Локальное напряжение у кончика этой трещины пропорционально корню квадратному из ее длины. Доказано [49], что зависимость типа (2.13) пригодна также для оценки напряжения течения в пластинчатых двухкомпонентных структурах типа пластинчатого перлита. Формула справедлива при оценке прочности блочных кристаллов с малоугловыми границами и субзернами; для субзеренных построений значение параметра $K_y$ составляет примерно 1/10 значения, характерного для поликристалла [48]. Для металлических материалов, склонных к хладноломкости, измельчение зерна обеспечивает также существенное повышение сопротивления отрыву, что приводит к сдвигу хрупковязкого перехода в сторону более низких температур испытаний.

Влияние размера зерна на циклическую прочность металлов качественно поддается прогнозированию благодаря симбатной корреляционной связи между физическим пределом текучести и пределом выносливости. Обстоятельный анализ работ, выполненных в этом направлении, приведен в монографии В. С. Ивановой и В. Ф. Терентьева [19]. Влияние размера зерна на пределы выносливости металлических сплавов иллюстрируется рис. 2.32 и 2.33. С уменьшением размера зерна пределы выносливости повышаются и у гладких образцов, и у образцов с конструктивными концентраторами напряжений. Зависимость предела выносливости $\sigma_R$ от размера зерна $d$ подчиняется уравнению, по структуре напоминающему уравнение для предела текучести.

$$\sigma_R = \sigma_{Ri} + K_R d^{-1/2}, \qquad (2.14)$$

где $\sigma_R$, $K_R$ — константы.

Уравнение (2.14) удовлетворительно описывает связь между параметрами $\sigma_R$ и $d$ для однофазных материалов при различных видах усталостного нагружения, в том числе при растяжении — сжатии, изгибе и кручении. Механизм влияния размера зерна при статическом и циклическом нагружениях аналогичен. Границы зерен служат барьерами для развития полос скольжения, а переход в соседние зерна, как правило, требует развития скольжения вдоль других плоскостей, которые обычно неблагоприятно ориентированы по отношению к прикладываемым нагрузкам. В дисперсных структурах количество препятствий для распространения трещин возрастает, а начальные размеры трещин меньше, чем при отсутствии дисперсных упрочняющих частиц. Измельчение зерна сказывается на сопротивлении усталости прежде всего из-за увеличения этапа инициирования трещин (стадия I) [8], что в наибольшей мере проявляется в многоцикловой области, хотя отмечается также увеличение ресурса сплавов в области малоциклового нагружения (рис. 2.34). Вместе с тем материалы с высокой энергией дефекта упаковки при малоцикловом нагружении образуют ячеистую структуру, параметры которой зависят лишь от температуры испытаний и амплитуды нагружения. Для таких материалов в малоцикловой области влияние размера зерна несущественно [19].

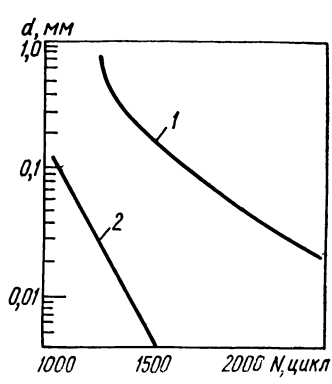



Рис. 2.34. Влияние размера зерна $d$ на количество циклов до разрушения меди (*1*) и алюминия (*2*).

В сложных многофазных материалах влияние размера зерна часто замаскировано воздействием других структурных факторов. Однако, например, в сталях, упрочненных впоследствии закалкой, увеличение дисперсности исходного аустенитного зерна сказывается благоприятно на их выносливости при циклическом нагружении.

**Твердорастворное упрочнение.** При образовании твердых растворов отдельные растворенные атомы вызывают анизотропное упругое искажение матричной решетки, что затрудняет движение дислокаций и находит проявление в повышении предела текучести. Эффекты твердорастворного упрочнения зависят от типа растворенных атомов. Например, атомы замещения в кубических кристаллах вызывают сферически симметричное искажение решетки, поэтому эффект упрочнения незначителен. Межузельные атомы в ОЦК металлах обусловливают тетрагональные искажения решетки, что ведет к очень сильному эффекту упрочнения, как и в случае пересыщения твердых растворов углерода в $\alpha$-железе (мартенсите) [50].

Повышение сопротивления усталостному разрушению сплавов твердорастворного упрочнения зависит от упомянутых факторов и обычно соответствует по степени влияния тем эффектам, которые характерны для предела текучести. В интенсивно пересыщенных твердых растворах, полученных путем мартенситного превращения, наряду с повышением предела текучести происходит значительное охрупчивание, в связи с чем благоприятное влияние такого вида упрочнения на пределы выносливости может заметно ослабляться.

**Дисперсионное упрочнение.** Этот принцип упрочнения широко используется в современном металловедении и с его помощью обеспечивается высокая конструктивная прочность многих легких сплавов, а также высокопрочных сталей. Для получения дисперсионно упрочненных сплавов обыч-

но необходима операция старения (отпуск) пересыщенных твердых растворов. В зависимости от степени реализации их распада образуются когерентные или некогерентные выделения. Частицы выделений обычно содержат первоначально от 100 до 1000 атомов, что означает принципиально новый вид взаимодействия с дислокациями по сравнению с барьерами при твердорастворном упрочнении [50]. Различают два элементарных механизма скольжения в дисперсионно упрочненных сплавах: перерезание частиц (модель Орована) и образование петель дислокаций на частицах (модель Анселла—Ленелла).

Согласно модели Орована, критическое напряжение сдвига $\tau_s$ на момент достижения условий прорыва дислокаций через жесткие частицы дается выражением [51]

$$\tau_s = \tau_0 + 0{,}6 \frac{Gb}{r} \sqrt[3]{\beta}, \qquad (2.15)$$

где $\tau_0$ — сопротивление движению дислокаций в матрице; $\beta$ — объемная концентрация упрочняющей фазы; $r$ — средний радиус частицы; $b$ — модуль вектора Бюргерса дислокации.

Согласно модели Анселла — Ленелла, физический предел текучести оценивается для простейшего случая сферических частиц уравнением

$$\sigma_т = \sigma_0 + \sqrt{\frac{GG^*b}{2\lambda c}}, \qquad (2.16)$$

где $\sigma_0$ — напряжение внутреннего сопротивления материала движущимся дислокациям; $G$ и $G^*$—модули сдвига матрицы и частицы соответственно; $c$ — постоянная, равная примерно 30; $\lambda$ — межчастичное расстояние, которое связано с объемной концентрацией упрочняющей фазы зависимостью

$$\lambda = r \sqrt[3]{\frac{4}{3} \frac{\pi}{\beta}} \qquad (2.17)$$

(здесь $r$ и $\beta$ — то же, что в выражении (2.15)).

Согласно уравнению (2.16) с уменьшением межчастичного расстояния условный предел текучести возрастает, достигая насыщения, которое определяется объемной концентрацией $\beta$ (рис. 2.35). Уравнение типа (2.16) удовлетворительно описывает поведение дисперсных систем с жесткими некогерентными частицами. В то же время при взаимодействии дислокаций с частицами, осложненном поперечным скольжением, модель Анселла — Ленелла неприемлема и тогда лучше выполняется модель Орована [49].

Дисперсионное упрочнение — один из важнейших способов повышения выносливости конструкционных сплавов. С его помощью достигнуты очень высокие уровни предела выносливости в сталях со вторичным твердением. Принцип дисперсионного упрочнения не имеет альтернативы, если нет необходимости обеспечить высокий уровень выносливости при повышенных температурах. При интенсивном упрочнении дисперсными частицами радикально меняется механизм инициирования усталостных трещин: вместо образования зародышевых трещин в полосах скольжения доминирующее значение приобретает трещинообразование на твердых частицах. Серьезным препятствием к получению высокой циклической прочности ряда дисперсионно упрочненных сплавов является дестабилизация структуры частиц в результате циклически изменяющихся напряжений. Метастабильный характер дисперсионного упрочнения при воздействии повторных нагрузок, по-видимому, одна из основных причин сравнительно низкого уровня выносливости высокопрочных алюминиевых сплавов, а также нового класса высокопрочных мартенситостареющих сталей [20],

**Гетерофазные структуры.** Технические сплавы обычно используются в гетерофазном состоянии, созданном в процессе термообработки или исходных операций горячей обработки давлением сортового проката. Это затрудняет количественные оценки упрочнения, которые реализуются в таких сплавах при циклическом нагружении. К числу практически наиболее важных структурных композиций у сталей относятся ферритно-перлитные смеси, трооститные и бейнитные структуры. Несмотря на различные структурные особенности, все указанные материалы можно в первом приближении считать двухфазными.

В зависимости от морфологии отдельных фаз и механизма разрушения двухфазные структуры делятся на две категории [52]:

1) тонкодисперсные структуры, прочность которых рассчитывается на основе моделей движения дислокаций через препятствия, созданных для оценки дисперсионно упрочняемых сплавов с учетом возможного срезания и гомогенного огибания твердофазных частиц (по механизмам Орована и Анселла — Ленелла);

2) двухфазные сплавы с огрубленной структурой, механические свойства которых следует рассчитывать на основе микромеханических моделей, развитых при анализе композиционных материалов.

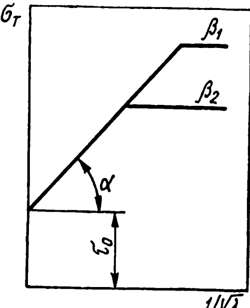



Рис. 2.35. Схема зависимости предела текучести от расстояния между частицами $\lambda$ в сплавах с дисперсными частицами и различными объемными долями $\beta$ частиц второй фазы ($\beta_1 > \beta_2$).

На рис. 2.36 представлены модели ламельных (пластинчатых) и волокнистых композиционных материалов, а также соответственно некоторых их предельных двухфазных аналогов.

В ряде случаев расчет физического предела текучести огрубленных двухфазных структур можно вести на основе правила аддитивности парциальных составляющих:

$$\sigma_т = \sigma_{т\alpha} V_\alpha + \sigma_{т\beta} V_\beta, \qquad (2.18)$$

где $\sigma_{т\alpha}$, $\sigma_{т\beta}$ — пределы текучести материала $\alpha$- и $\beta$-фаз соответственно; $V_\alpha$, $V_\beta$ — объемы $\alpha$- и $\beta$- фаз соответственно.

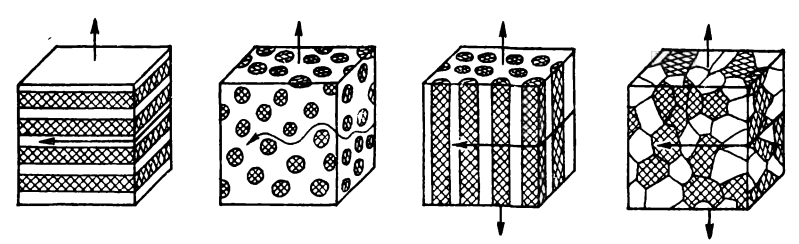


Рис. 2.36. Траектории разрушения двухфазных материалов для различных типов двухфазных структур.

На практике уравнение (2.18) выполняется удовлетворительно обычно в случае соизмеримых значений $V_\alpha$ и $V_\beta$. Причем эта зависимость обусловлена характером связи частиц в отдельных фазах и между фазами.

Циклическая прочность двухфазных структур занимает промежуточное положение между уровнями прочности отдельных фаз и ее можно рассчитать по уравнению типа (2.18). Рис. 2.37 иллюстрирует влияние мартенситно-ферритной двухфазности на выносливость стали типа 10Г2М [20]. Хотя в двухфазных сплавах циклическая прочность обычно ниже, чем у самой прочной фазы, конструирование двухфазных сплавов целесообразно для повышения сопротивления хрупкому разрушению. Это находит проявление в увеличении сопротивления распространению трещины. Напри-

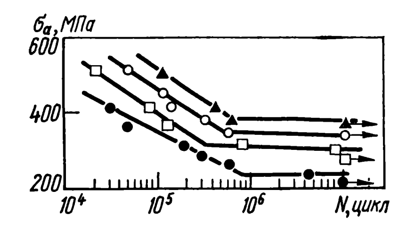



Рис. 2.37. Диаграммы усталости низкоотпущенной конструкционной стали типа 10Г2М с различными микроструктурами:

▲ — мартенсит; ○ — двухфазная ферритно-мартенситная структура с размерами α-фазы 5 мкм; □ — то же 50 мкм; ● — феррит-перлит.

мер, двухфазные ферритно-мартенситные стали имеют рекордно высокие уровни порогов ЦТ (см. гл. 8 настоящего тома).

Необходимо отметить, что теория прочности и разрушения двух- и тем более многофазных структур находится сегодня в зачаточном состоянии. Это еще в большей мере касается оценки усталостных явлений и повреждаемости таких сплавов.

## 2.7. Усталость различных конструкционных сплавов

Конструкционные материалы на основе железа по характеристикам выносливости превосходят другие металлические сплавы и поэтому занимают доминирующее положение в технике. В этой группе материалов наиболее распространены углеродистые стали, у которых основной эффект упрочнения достигается за счет увеличения содержания углерода.

**Углеродистые стали**. Практически безуглеродистое армко-железо имеет самые низкие уровни кратковременной и циклической прочности, хотя коэффициент циклической прочности его весьма высок — 0,63 (см. табл. 2.5). Повышение содержания углерода в углеродистой нормализованной стали ведет к монотонному росту пределов прочности $\sigma_в$ и выносливости $\sigma_{-1}$, хотя коэффициент циклической прочности имеет тенденцию к непрерывному уменьшению. Для инструментальных углеродистых сталей заэвтектоидного состава (0,9—1,1 % С) упрочнение углеродом достигает своего насыщения по показателям предела прочности и твердости, а также сопротивления усталости, при этом предел выносливости достигает 450 МПа. Наряду с повышением предела выносливости при испытании гладких образцов увеличение содержания углерода в стали ведет к ухудшению свариваемости, а также росту хрупкости, что проявляется в резком повышении температуры хладноломкости и чувствительности к надрезам. По этой причине нормализованные и отожженные стали с содержанием углерода выше 0,5 % для изготовления деталей машин и конструкций не применяются. Такие стали используются преимущественно в закаленном состоянии как материалы инструментального назначения.

Закалка с низким отпуском высокоуглеродистых сталей значительно повышает их твердость, временное сопротивление разрыву, а также пределы выносливости, определяемые на гладких образцах. Так, при повышенной чистоте стали по неметаллическим включениям на гладких образцах с низким уровнем шероховатости поверхности предел выносливости на

базе $10^7$ циклов может быть увеличен до 850 МПа. В отличие от низкоуглеродистых сталей высокоуглеродистые не имеют ФПВ, разрушения в них обнаруживаются в диапазоне долговечностей $10^7$—$10^9$ циклов при монотонном, хотя весьма медленном падении амплитуды циклических напряжений [53].

**Легированные стали.** Слабое и умеренное легирование, применяемое при производстве конструкционных машиностроительных сталей, ставит своей целью прежде всего повышение прокаливаемости, что открывает возможность широкого их использования в машиностроении в термообрабо-

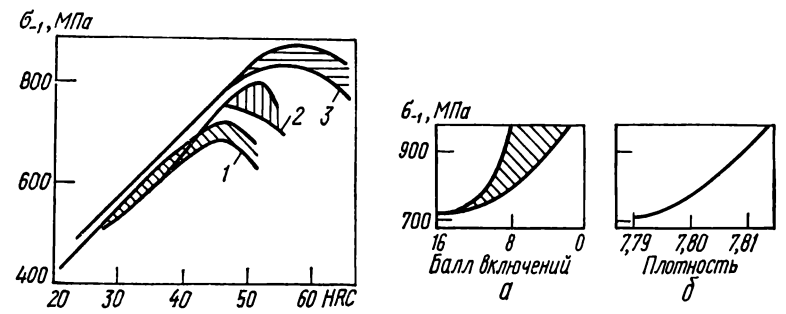



Рис. 2.38. Зависимости пределов выносливости от твердости конструкционных сталей:

*1* — 0,2—0,3 % С; *2* — 0,4—0,5 % С; *3* — 0,6—0,7 % С.

Рис. 2.39. Зависимости пределов выносливости от балла включений (*а*) и плотности (*б*) стали ШХ15 (данные А. Б. Куслицкого и Ю. И. Бабея).

танном (в том числе термоулучшенном) состоянии. Для сталей в отожженном и нормализованном состояниях в условиях умеренного легирования основным фактором упрочнения остается углерод. Поэтому такие стали по выносливости остаются на уровне углеродистых, а встречающиеся в литературе указания на какую-то особую роль легирующих элементов — распространенное заблуждение. Роль легирования может оказаться значительной в широком диапазоне температур отпуска в связи с влиянием на процессы распада при отпуске, а также формированием упрочняющей карбидной фазы. Воздействие легирования на процессы распада аустенита приобретает исключительное значение при различных видах термомеханической обработки.

Для умереннолегированных сталей, как и для углеродистых, основной фактор упрочнения — содержание углерода. Повышение твердости конструкционных сталей, достигаемое за счет углерода и снижения температуры отпуска, способствует росту предела выносливости (рис. 2.38). Вместе с тем для каждой высокопрочной стали существует критическая степень упрочнения, начиная с которой выносливость падает. Это связано с увеличением хрупкости стали, уменьшением ее вязкости разрушения. В таких условиях аномального изменения предела выносливости приобретает особое значение как фактор инициирования усталостных трещин чувствительность материала к структурным концентраторам и надрезам. В итоге, несмотря на существующие возможности повышения предела прочности сталей вплоть до 2400 МПа, предел выносливости в редких случаях достигает 1000 МПа. Сопротивление усталости высокопрочных сталей зависит от их чистоты по неметаллическим включениям (рис. 2.39), поэтому все технологические усилия получить высокий предел выносливости не смогут достигнуть цели, если сталь загрязнена вредными примесями и неметаллическими включениями.

Для умереннолегированных сталей максимальный уровень предела выносливости достигается в диапазоне пределов прочности 1500— 2000 МПа при содержании углерода 0,35—0,45 % и низком отпуске (при 470 К) (столь низкий отпуск не обеспечивает удовлетворительной вязкости и трещиностойкости). Путем надлежащего легирования сталей (в первую очередь кремнием и некоторыми карбидообразующими элементами) можно задержать разупрочнение при отпуске до температуры более 573 К, достигнув таким образом повышенной вязкости при $\sigma_в$ = 1500 МПа. В табл. 2.6 приведены составы перспективных высокопрочных умереннолегированных сталей для эксплуатации в условиях интенсивного циклического нагружения.

Важное эффективное средство обеспечения высокого уровня циклической прочности — дисперсионное упрочнение вторичнотвердеющих сталей. Эффект вторичного твердения связан с выделением при отпуске в диапазоне температур 823—923 К карбидов молибдена, ванадия и других легирующих элементов, что обеспечивает предел прочности на уровне 1800 МПа. В частности, разработана рационально легированная сталь Н-11, содержащая 0,4 % С (табл. 2.6), с высоким уровнем циклической прочности как в исходном (закалка, отпуск) состоянии, так и после специальных видов НТМО (рис. 2.40). Особое значение имеет тепловая устойчивость характеристик выносливости сталей типа Н-11 в диапазоне температур испытаний от комнатной до 870 К, что делает их перспективными для изготовления штампов и другого инструмента для горячей обработки давлением.

**Новые сложнолегированные стали.** Среди новых перспективных сталей высокой прочности необходимо отметить два типа сталей (мартенситностареющие и метастабильные аустенитные), в которых за счет специфического сложного легирования обеспечивается уникальное сочетание прочности и вязкости.

Мартенситостареющие стали представляют собой новый класс малоуглеродистых сталей, в которых конечное упрочнение высоконикелевого мартенсита достигается за счет выделения при старении интерметаллических соединений на основе кобальта и молибдена. Типичная мартенситостареющая сталь содержит 18 % Ni, 5 % Mo, 7 % Co. Мартенситостареющие стали после дисперсионного упрочнения имеют прочность до 2000 МПа при уникальной пластичности и вязкости разрушения. Несмотря на такое сочетание прочности и пластичности, уровень выносливости этих сталей на больших базах испытаний сравнительно невысок в связи с процессами распада выделений при циклическом нагружении. В то же время мартенситостареющие стали могут превосходить лучшие легированные конструкционные в области малоцикловой усталости [54].

Таблица 2. 6. **Химический состав конструкционных сталей с высоким**

| Марка стали | Содер | | | |
|---|---|---|---|---|
| | C | Si | Mn | Cr |
| 25Х2ГНТА | 0,22—0,29 | 0,2—0,5 | 0,8—1,2 | 1,2—1,7 |
| ВЛ-1 | 0,24—0,31 | 0,9—1,2 | 1,0—1,3 | 1,5—2,0 |
| 30ХГСНА | 0,27—0,34 | 0,9—1,2 | 1,0—1,3 | 0,9—1,2 |
| 40ХГСН3ФА | 0,36—0,43 | 0,7—1,0 | 0,5—0,8 | 0,8—1,1 |
| 4340 | 0,38—0,43 | 0,2—0,35 | 0,6—0,8 | 0,7—0,9 |
| Н-11 | 0,4 | 0,88 | 0,26 | 5 |
| ВКС-1 | 0,41—0,48 | 0,9—1,2 | 0,75—1,0 | 1,5—2,0 |
| 45ХН2МФА | 0,43 | 0,30 | 0,6—0,61 | 1,00 |

В последние десятилетия значительное внимание уделяется разработке метастабильных аустенитных сталей, в которых сочетание высокой прочности и пластичности обусловливается фазовым наклепом при эксплуатационном упругопластическом нагружении [48], а также новых двухфазных сталей, термическая обработка которых состоит в закалке из межкритического диапазона температур [55]. Перспективность использования таких сталей вытекает из обеспечения комплекса высоких кратковременной прочности и ударной вязкости при среднем уровне сопротивления усталостному разрушению.

*Способы получения сверхвысокой выносливости у сталей.* По достижимому уровню выносливости стали превосходят все другие конст-

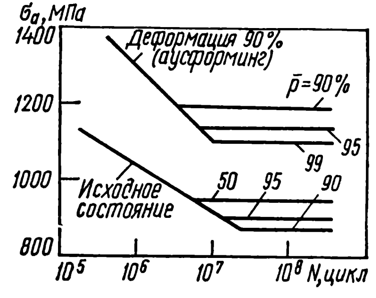



Рис. 2.40. Диаграммы усталости инструментальной стали с учетом различной вероятности разрушения $\bar{p}$ [52].

рукционные металлические и неметаллические материалы, поэтому при создании сверхвыносливых материалов и методов их обработки следует вскрывать дополнительные резервы циклического упрочнения сплавов этой категории.

Несмотря на уменьшение коэффициента циклической прочности $\varkappa$ у высокопрочных материалов, значительный уровень кратковременной прочности (в первую очередь $\sigma_в$) является одним из важных условий обеспечения высокого сопротивления циклическому нагружению. По указанной причине в качестве потенциальных претендентов в категорию сверхвыносливых сплавов можно отнести лишь стали, обработанные на прочность $\sigma_в > 1500$ МПа. В табл. 2.7 указаны основные категории сталей, которые подлежат обработке на сверхвысокую прочность. Мартенситостареющие и метастабильные аустенитные стали не перспективны для использования их в качестве материалов со сверхвысокой выносливостью ввиду низкого исходного предела выносливости, обусловленного неустойчивостью фаз при воздействии циклических нагрузок. Подобный вывод можно сделать также в

**уровнем ЦТ**

жание, %

| Ni | Mo | W | V | Ti | S, P (не более) |
|---|---|---|---|---|---|
| 0,9—1,4 | — | — | — | 0,02—0,06 | 0,020 |
| 2,0—2,5 | 0,4—0,5 | 0,9—1,3 | — | — | 0,030 |
| 1,4—1,8 | — | — | — | — | 0,030 |
| 2,5—3,0 | — | 0,8—1,2 | — | 0,1 | 0,025 |
| 1,65—2,0 | 0,2—0,3 | — | — | — | 0,015 |
| — | 1,3 | — | 0,5 | — | 0,015 |
| 0,5—0,8 | 0,4—0,6 | — | 0,03—0,08 | — | 0,020 |
| 2,20 | 0,45 | — | 0,3 | — | 0,030 |

отношении патентированных холоднодеформированных сталей, для которых предел выносливости $\sigma_{-1}$ выше 500 МПа, как правило, не достигается [10]. Все три категории сталей принадлежат к разряду материалов со специфической циклической разупрочняемостью, которая обусловлена структурной метастабильностью упрочняющих фаз. Таким образом, дальнейшие усилия по созданию сверхвыносливых материалов целесообразно сосредоточить на вторичнотвердеющих и умереннолегированных сталях со структурой отпущенного мартенсита.

Вторичнотвердеющие стали уже зарекомендовали себя как материалы с высоким пределом выносливости [48]. В отличие от других сталей с уровнем прочности $\sigma_в > 2000$ МПа, коэффициент циклической прочности $\varkappa$ вто-

Таблица 2.7. **Сверхпрочные стали и пути достижения их высокой выносливости**

| Категория сталей | Максимальный уровень прочности, МПа | Максимальный предел выносливости, МПа | Дополнительные способы повышения выносливости | Предел выносливости после дополнительной обработки, МПа | Требования к высокопрочным сталям, выполняемые при дополнительной обработке |
|---|---|---|---|---|---|
| Низкоотпущенные умереннолегированные | 2200 | 850—900 | Рациональное легирование, обеспечивающее задержку превращений при отпуске и измельчении зерна; термомеханическая обработка | 1100 | Высокая степень очистки от вредных примесей и неметаллических включений; рациональное легирование, обеспечивающее необходимую прокаливаемость и измельчение зерна |
| Вторично твердеющие (типа стали Н-11) | 2540 | 850—900 | НТМО | 1185 | Высокая чистота поверхности |
| Мартенситостареющие | 2100 | 600 | Эффективных способов не обнаружено | — | — |
| Метастабильные аустенитные | 2000 | 550 | То же | — | — |
| Перлитные, холоднодеформированные после патентирования | 4000 | 500 | Отпуск под напряжением | 700 | Использование дополнительных операций деформационного старения и ППД |

ричнотвердеющей стали Н-11 после вакуумного рафинирования достигает 0,47. Именно для этой стали после НТМО (обработка типа аусформинг) был получен рекордный уровень предела выносливости 1185 МПа и сохранен коэффициент $\varkappa = 0{,}47$ при прочности 2540 МПа.

Ресурсные возможности отпущенного мартенсита умереннолегированных сталей еще до конца не изучены. С одной стороны, потенциальные возможности такого мартенсита определяются степенью его упрочнения. Повышение предела текучести (в мегапаскалях) вследствие упрочнения может быть оценено следующим выражением для напряжения течения [54]:

$$\sigma_т = 16{,}3 \cdot 10^3 \, (\rho^{1/2} + \lambda^{-1} + 1{,}1 w^{1/3}), \qquad (2.19)$$

где $\rho$ — плотность дислокаций на 1 см$^2$; $\lambda$ — межчастичное или межпластинчатое расстояние, $10^{-4}$ мкм; $w$ — массовая доля углерода в растворе, %.

С другой стороны, основополагающим фактором получения высокой выносливости является пластичность мартенсита, рассматриваемая как характеристика, обратно пропорциональная чувствительности к надрезам. Для учета комплексного влияния прочности и пластичности в качестве параметра выносливости сплавов было предложено произведение $\sigma_в\psi$, где $\psi$ — поперечное сужение при испытаниях на растяжение. Оценки, выполненные О. Н. Романивым в связи с варьированием механических свойств высокопрочных сталей при отпуске, показали, что параметр Дакворса согласуется с экспериментом для циклически вязких состояний, в то время как для сталей с $\sigma_в > 1500$ МПа тенденция в изменении предела выносливости $\sigma_{-1}$ для гладких образцов в большей мере согласуется с изменением критического КИН $K_{1c}$ (см. рис. 2.24).

В табл. 2.8 указаны как самые общие, так и специальные требования к способам повышения выносливости мартенситных сталей. К ним, наряду с рафинированием, относится рациональное легирование элементами, обеспечивающими кроме прокаливаемости (хром) измельчение зерна (молибден, ванадий) и задержку превращений при отпуске (кремний, марганец). Последнее способствует повышению температуры отпуска (за пределы области необратимой отпускной хрупкости) и тем самым — увеличению пластичности и вязкости разрушения стали.

Таблица 2. 8. **Результаты усталостных испытаний чугуна с хлопьевидным графитом**

| Микроструктура | Размер эвтектоидного зерна, мм | $\sigma_{0,2}$, МПа | $R$ | $\sigma_{-1}$, МПа | Параметры роста трещин | | | $\Delta K_{th}$, МПа$\times\sqrt{м}$* |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | $C \cdot 10^{12}$ | $n$ | $\Delta K_{th}$, МПа$\times\sqrt{м}$ | |
| Перлит | 0,49 | 294 | 0,1 | 112 | 4,1 | 6,6 | 9,2 | 3,6 |
| | 1,51 | 253 | 0,1 | 78 | 0,7 | 7,0 | 10,9 | 4,4 |
| | 1,51 | 253 | 0,3 | ... | 2,6 | 7,4 | 6,9 | ... |
| Отпущенный мартенсит | 1,51 | 404 | 0,1 | 72 | 6,7 | 6,4 | 7,4 | 4,1 |
| Феррит | 1,51 | 160 | 0,1 | 60 | 4,9 | 6,6 | 7,0 | 3,4 |

* Пороговый КИН, рассчитанный по пределу выносливости [35].

Дальнейшее повышение выносливости высокопрочных умереннолегированных сталей возможно за счет высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) [57] (рис. 2.41). Основной фактор улучшения свойств при ВТМО — образование в мартенсите ячеистой дислокационной субструктуры, которая приводит к повышению вязкости мартенситной матрицы [58]. Хотя прирост предела выносливости при ВТМО не очень значительный, существенное увеличение вязкости мартенсита допускает дополнительные операции упрочнения методами холодного деформирования, включая зане-

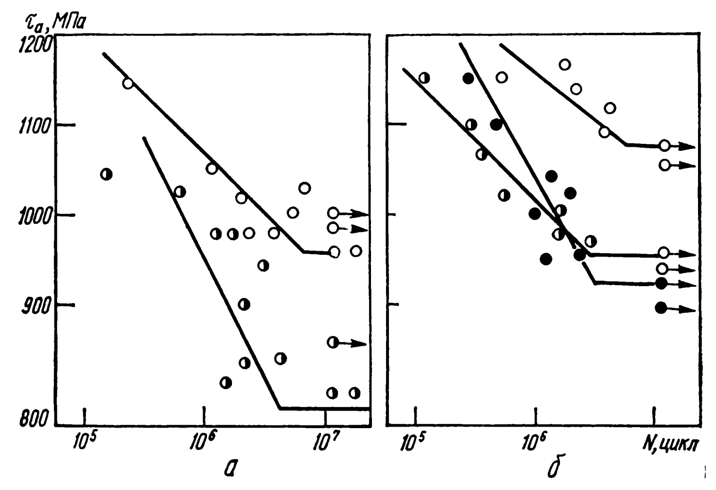



Рис. 2.41. Диаграммы усталости стали 45ХНМФА при пульсирующем кручении:

*а* — отпуск при 420 К без заневоливания; *б* — отпуск при 470 К с заневоливанием; ● — закалка с печного нагрева; ◑ — закалка с контактного электронагрева; ○ — ВТМО.

воливание и ППД. Эффект упрочнения ВТМО в комплексе с операциями заневоливания и обкатки существенно превосходит аналогичные эффекты на закаленной стали (рис. 2.41).

Повышение много- и малоцикловой выносливости возможно при термомеханической обработке с деформацией продуктов распада аустенита (ВТМИЗО). Хотя такая обработка не обеспечивает сверхвысокой выносливости, однако она служит важным фактором улучшения всех показателей конструкционной прочности машиностроительных сталей [59, 60].

**Литейные сплавы**. Литейные железоуглеродистые сплавы, и в первую очередь чугуны, несмотря на высокое содержание углерода, не отличаются высоким уровнем циклической прочности. Это объясняется структурными дефектами, образованными включениями свободного графита, а также значительной хрупкостью основной матрицы за счет высокого содержания цементита. Рядовые серые и белые чугуны имеют коэффициент циклической прочности $\varkappa$ на уровне 0,20—0,30, а их предел выносливости при изгибе не превышает обычно 150 МПа. При испытаниях на растяжение весьма низкий уровень предела прочности $\sigma_в$ достигается без существенной пластической деформации, что дает основание рассматривать разрушающее напряжение как сопротивление отрыву. Механические свойства чугунов при сжатии рез-

ко отличаются от аналогичных свойств при растяжении. В частности, условный предел текучести чугуна при сжатии обычно почти в три раза выше предела прочности при растяжении, что затрудняет точные оценки циклической повреждаемости по физическому пределу текучести.

Влияние структуры и термообработки чугунов на их выносливость наглядно иллюстрируют результаты работы [61] по оценке свойств перлитного чугуна, содержащего 4,1% С. В результате варьирования скорости и условий охлаждения при отливке указанного чугуна средний размер перлитных ячеек, разделенных пластинчатым графитом, изменялся в пределах 0,49—1,51 мм (см. табл. 2.8). Кроме перлитной исследована также мартенситная структура, полученная после закалки, и ферритная, образованная путем медленного охлаждения аустенита.

Первая особенность чугуна — значительное увеличение его выносливости в результате двукратного уменьшения перлитных ячеек, разделенных пластинками графита (см. табл. 2.8); вторая — весьма слабое влияние упрочняющей термической обработки на выносливость. Благодаря таким свойствам чугуны резко отличаются от сталей, для которых мартенситное упрочнение способствует повышению сопротивления усталости для гладких образцов. По всей вероятности это, а также пониженная чувствительность чугунов к надрезам и другим концентраторам напряжений обусловлены влиянием пластинчатого графита, который играет роль структурных концентраторов-надрезов. На основании сравнительного анализа сопротивления усталости серого чугуна на гладких образцах и образцах с наведенными трещинами Р. Кастилло и Т. Бейкер [35] пришли к выводу, что в связи с наличием графитной структурной сетки при испытаниях гладких чугунных образцов практически отсутствует стадия зарождения трещины, а уровень их предела выносливости контролируется порогом усталости $\Delta K_{th}$ коротких трещин; в качестве последних следует рассматривать выходящие на поверхность пластины графита.

Сравнительные исследования циклической прочности чугунов при кручении и изгибе обнаружили высокий уровень отношения $\tau_{-1}/\sigma_{-1}$, достигающий 1. Это означает, что чугуны ведут себя как хрупкие материалы, у которых усталостное разрушение может быть описано I или II гипотезой прочности (по критерию максимальных растягивающих напряжений или максимальных нормальных удлинений).

**Сплавы на основе алюминия.** Среди легких сплавов наибольшее распространение в машиностроении получили алюминиевые. Благодаря высокой удельной прочности и жесткости изготавливаемых из них конструкций, устойчивости к температурам и средам они используются широко в различных изделиях ответственного назначения.

Явления усталости в чистом алюминии и мягких сплавах на его основе существенно отличаются от таковых для высокопрочных алюминиевых сплавов [61]. В связи с большой энергией дефекта упаковки алюминий и его мягкие сплавы характеризуются облегченным скольжением, а усталостная повреждаемость связана с образованием интрузий и экструзий в устойчивых полосах скольжения. Дислокационная структура алюминия присбретает в процессе усталости ячеистый характер. Именно на алюминии были проведены классические исследования П. Форсайта и Г. Смита и разработаны физические модели усталости, характерные, прежде всего, для ГПУ металлов. Для алюминия и его мягких сплавов типичен механизм распространения трещин с образованием бороздок усталости.

Вместе с тем у высокопрочных алюминиевых сплавов не удается четко выявить последовательность начальных стадий усталостного разрушения, а большая плотность упрочняющих фаз не позволяет проследить за изменениями дислокационной структуры. Есть основания считать, что дисперсионные выделения изменяют вид дислокационных петель, препят-

ствуя образованию дислокационной субструктуры, типичной для алюминия [19]. Для высокопрочных алюминиевых сплавов образование трещин существенно связано с локализованной пластической деформацией и сдвигами у выделений, поэтому, в отличие от алюминия, у высокопрочных алюминиевых сплавов трещины образуются под действием нормальных напряжений [61].

Средне- и высокопрочные алюминиевые сплавы имеют низкий коэффициент циклической прочности ($\varkappa$ лежит в пределах 0,25—0,33), при этом с повышением уровня прочности сплавов этот показатель падает, а предел выносливости практически не увеличивается (табл. 2.9). Такая стабилизация пределов выносливости связана с перестариванием и возвратом как особой разновидностью циклического разупрочнения алюминиевых высокопрочных сплавов, причем интенсивность перестаривания увеличивается в меру повышения интенсивности исходного дисперсионного упрочнения. Так, в сплаве В95 в состояниях Т1 и Т3, различающихся по пределу прочности на 120 МПа, уровень выносливости одинаков [61]. Причина этого, вероятно, заключается в перестаривании при циклическом нагружении сплава из состояния Т1 в Т3 [61]. Аргументом в пользу такого вывода служат обнаруженные значительные различия в выносливости сплава В95 в состояниях Т1 и Т3 при низких температурах, когда явления старения затруднены.

**Титановые сплавы**. Титан и его сплавы относятся к материалам, у которых наблюдается ФПВ, что связано с наличием весьма пологого участка диаграммы многоцикловой усталости [64]. Коэффициент циклической прочности $\varkappa$ этих сплавов охватывает широкий диапазон значений: от 0,7—

Таблица 2.9. **Пределы выносливости алюминиевых, магниевых и титановых сплавов [62,63]**

| Материал и его обработка | $T$, К | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_{-1}$, МПа | $\varkappa$ |
|---|---|---|---|---|---|
| МЛ15 (Т1) | 293 | 216 | 147 | 88 | 0,41 |
| МЛ5 (Т4) | 293 | 245 | 88 | 83 | 0,34 |
| АД33 (Т) | 293 | 240 | 140 | 90 | 0,38 |
| АК6, закаленный и искусственно состаренный АК6 (Т1) | 473 | 284 | ... | 98 | 0,35 |
| Д20, закаленный и искусственно состаренный Д20А (Т1) | 473 | 294 | 206 | 103 | 0,35 |
| АМг6М | 293 | 340 | 170 | 100 | 0,29 |
| АМг6Н | 293 | 400 | 300 | 250 | 0,63 |
| Д16ч (Т) | 293 | 450 | 320 | 130 | 0,29 |
| ВД17 (Т1) | 293 | 520 | 340 | 165 | 0,32 |
| В95пч(Т1) | 293 | 570 | 500 | 160 | 0,28 |
| **Титан** | 293 | 414 | 304 | 186 | 0,45 |
| | 213 | 473 | 347 | 242 | 0,51 |
| отожженный | 77 | 850 | 530 | 476 | 0,56 |
| | 673 | 784 | 617 | 451 | 0,58 |
| ВТ3-3, отожженный | 293 | 1029 | 882 | 519 | 0,50 |
| ВТ22, отожженный | 293 | 1078 | 1029 | 490 | 0,46 |

0,8 для технического титана и его сплавов в отожженном состоянии до 0,3—0,5 для высокопрочных закаленных сплавов. Высокий уровень показателя ϰ подтверждает перспективность использования титановых сплавов для изготовления ответственных изделий, подверженных циклическому нагружению. У титановых сплавов на гладких образцах достигаются высокие уровни предела выносливости (см. табл. 2.9), что выдвигает эти сплавы на первое место по удельной прочности на единицу массы конструкции. Для титана и его сплавов характерно значительное повышение выносливости и коэф-

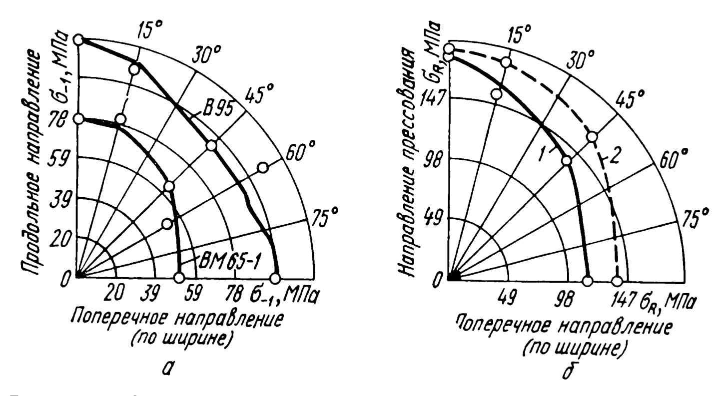



Рис. 2.42. Зависимости пределов выносливости прессованных полос из сплавов В95 и ВМ65-1 (*а*) и Д16 (*б*) от направления вырезки образцов в плоскости прессования:

*1* — нерекристаллизованное состояние; *2* — рекристаллизованное состояние [69].

фициента ϰ в области низких температур испытаний (см. табл. 2.9). Недостаток титановых сплавов — высокая чувствительность к надрезу и чистоте поверхности [65]. Свойства полуфабрикатов из титановых сплавов весьма чувствительны к химическому составу и чистоте по примесям. При разрушении в изломах наблюдается резко выраженная шиферность в связи с анизотропией статической и циклической прочностей, возникающей под воздействием прессования и других операций обработки давлением.

**Деформируемые сплавы** (влияние анизотропии). Деформируемые конструкционные сплавы в результате их обработки давлением и соответствующей термической обработки становятся механически анизотропными материалами. Пластическое течение металла в процессе его обработки вызывает определенную направленность кристаллографических осей отдельных зерен поликристаллического агрегата, что обусловливает предпочтительную их ориентацию (кристаллографическую текстуру). Кроме того, при обработке давлением, например при прокатке, формируется структура вытянутых зерен и включений. Таким образом, в металле возникает своего рода механическая волокнистость. Оба упомянутых типа структуры имеют обычно существенное значение для прочности и особенно пластичности и вязкости конечного полуфабриката или изделия.

Для листовых материалов большое практическое значение представляет оценка анизотропии циклической прочности вдоль и поперек прокатки. Сопротивление усталости поперечных образцов всегда ниже, чем у продольных; снижение обычно усиливается с ростом прочности стали, изменяясь в широких пределах — от 10 до 43 % [66, 67].

В частности, предел выносливости поперечных образцов из конструкционной стали с $\sigma_в$ = 900 МПа снижается на 15 % по сравнению с продольными, в то время как в аналогичных образцах из хромоникелевой стали, закаленной на предел прочности вдвое выше (1800 МПа), предел выносливости спадает на 27 %. Между пределами выносливости в различных направлениях деформированных металлов и уровнями их сопротивления отрыву есть определенная качественная корреляция [68].

В результате систематического исследования анизотропии сопротивления усталости легких сплавов установлена резко выраженная анизотропия предела выносливости [69] (рис. 2.42, *а*). Особенно значителен спад предела

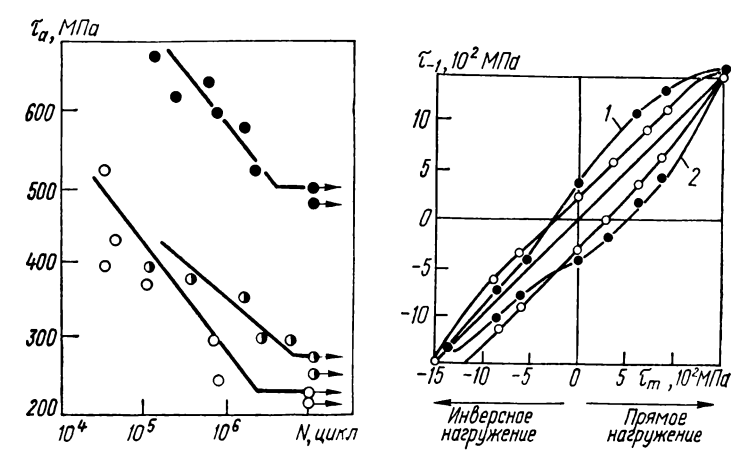



Рис. 2.43. Диаграммы усталости образцов стали 90ХС:
● — ВТМО, прямое нагружение; ◑ — закалка; О — ВТМО, инверсное нагружение.

Рис. 2.44. Диаграмма амплитудных значений предела выносливости стали 90ХС в зависимости от статического напряжения $\tau_m$:
● — ВТМО; О — закалка.

выносливости при вырезке образцов по толщине прессованной полосы (до 50 %). Рекристаллизационный отжиг (рис. 2.42, *б*) частично повышает выносливость по толщине образцов, однако не приводит к полному устранению анизотропии сопротивления усталости. Это означает, что в формирование анизотропии основной вклад вносит не кристаллографическая текстура, а текстура, обусловленная включениями и примесями.

Существенная анизотропия циклической прочности возникает при термомеханической обработке металлов и сплавов. Так, применение ВТМО (кручением ) привело к анизотропии усталости сталей 90ХС и ШХ15 при испытаниях на пульсирующее кручение [70]. Использование кручения в качестве деформации при ВТМО и последующего рабочего нагружения создает единственную в своем роде возможность имитации испытаний материала как вдоль волокон, так и по высоте обрабатываемой заготовки. При кручении это получило название соответственно прямого и инверсного нагружения. На рис. 2.43 представлены кривые усталости стали 90ХС после закалки и ВТМО в условиях прямого и инверсного нагружения, а на рис. 2.44 приведена полная диаграмма амплитудных значений предела выносливости $\tau_{-1}$ в зависимости от статического напряжения $\tau_m$. Из диаграмм следует, что предел выносливости после ВТМО характеризуется

значительной анизотропией в зависимости от того, прикладывается максимальное напряжение вдоль или по высоте волокон, сформированных при обработке материала. Таким образом, механическая анизотропия циклической прочности может быть успешно использована при конструировании изделий для повышения их выносливости в условиях прямого нагружения.

## 2.8. Концепции и гипотезы усталостных явлений в металлах и сплавах

В течение более чем столетнего периода исследований проблемы усталости металлов выдвигались различные гипотезы и концепции для объяснения усталостных явлений и создания количественной базы для оценки ресурсных возможностей различных материалов. Такие подходы в одних случаях создавались лишь для объяснения отдельных особенностей усталости (например, масштабного эффекта, физического предела усталости), в других случаях делались попытки дать объяснение сути явлений усталости в целом. Существующие концепции и теории делятся на две группы.

1. Физические концепции явлений при усталости металлов. Они обычно носят качественный характер и не могут быть использованы для расчетов выносливости материалов.

2. Механические концепции и критерии усталости, предназначенные для количественной оценки явлений усталости и ресурсных возможностей металлических сплавов.

**Физические концепции усталости металлов.** Уже первые макро- и микроскопические наблюдения поверхности металлов, подвергаемых циклическому нагружению, привели исследователей к выводу о важном значении в процессе усталости плоскостей скольжения. Так, Дж. Юинг и Дж. Хемфри (1903 г.) считали, что трещины образуются вследствие трения смежных плоскостей скольжения. Б. Билби (1911 г.), а затем В. Розенхайн (1919 г.) предложили и развивали гипотезу об аморфизации металла в объеме плоскостей скольжения как критическом процессе, ответственном за разрушение. Х. Гаф и П. Хэнсон (1923 г.) первыми выдвинули гипотезу о постепенном увеличении в микрообъемах полос скольжения напряжений до определенного критического уровня. Логическим развитием этой гипотезы является концепция Е. Орована и Н. Н. Афанасьева (1940 г.), согласно которой в процессе локализованного сдвига в наиболее напряженных зернах происходит местное упрочнение, а микротрещина образуется, когда напряжения достигают значений, численно равных отрыву. На основании таких рассуждений для единичного зерна была построена кривая долговечности от уровня рабочих напряжений, качественно напоминающая диаграмму усталости. Концепция Орована — Афанасьева находится в противоречии с такими явлениями, как эффект тренировки при усталости металлов; сегодня также установлено, что упрочнение обычно охватывает лишь начальный участок циклической долговечности, затем возможно последующее разупрочнение металла. Л. А. Гликман и В. Техт (1953 г.) полагали, что пластическая деформация при циклическом нагружении выше предела усталости приводит к необратимому разрыхлению металлов.

Развитие представлений о физическом механизме элементарных актов пластической деформации способствовало углубленному пониманию природы усталости металлов. И. А. Одинг (1959 г.) выдвинул предположения о вакансионном механизме образования трещин усталости. В рамках дислокационной теории механизмы трещинообразования связывались с блокировкой дислокаций у границ зерен и двойников, аннигиляцией или взаимодействием дислокаций в полосах скольжения и т. п. Подробный обзор этих моделей приведен в монографии С. Коцаньды [18].

Исследования, выполненные П. Форсайтом (1956 г.) и В. Вудом (1963 г.), положили начало современной концепции усталостной повреждаемости металлов. Ими был открыт механизм трещинообразования в полосах скольжения, связанный с интрузиями и экструзиями. Затем последовали работы по изучению дислокационной структуры металлов в полосах скольжения (М. Клеснил, П. Лукаш и др.). Принципиальное значение для всей теории усталостного разрушения имеют современные представления о стадийности разрушения металлов. Мощный толчок в развитии количественных зависимостей усталости металлов дало привлечение к анализу явлений усталости методологии механики разрушения, которая рассматривает преимущественно вторую стадию усталости.

Существуют также энергетические гипотезы усталости металлов, согласно которым усталостное разрушение происходит в результате накопления металлом энергии повреждения, связанной с пластической деформацией металла. В частности, С. Фелтнер и Дж. Морроу [71] принимают в качестве критической энергии, необратимо рассеянной в металле, предельную работу деформации при однократном статическом нагружении (критерий Фелтнера — Морроу будет рассмотрен ниже).

Согласно В. С. Ивановой [72, 73], работа пластической деформации до разрушения при симметричном цикле $D_\sigma$ — величина постоянная, равная скрытой теплоте плавления $L_{пл}$,

$$D_\sigma (N - N_i) = L_{пл}, \tag{2.20}$$

где $N$ — число циклов до разрушения при заданном напряжении $\sigma$; $N_i$ — число циклов, необходимое для образования субмикротрещин. В соответствии с дислокационными представлениями принимается, что отношение работы разрушения $D_\sigma$ при произвольном напряжении $\sigma$ к работе разрушения на пределе усталости $D_R$ записывается выражением

$$\frac{D_\sigma}{D_R} = \exp\left[b \frac{\sigma - \sigma_R}{\sigma_R}\right], \tag{2.21}$$

где $b$ — коэффициент живучести металла, равный тангенсу угла наклона кривой усталости к оси ординат. В итоге получается уравнение

$$D_R (N - N_i) \exp\left[b \frac{\sigma - \sigma_R}{\sigma_R}\right] = L_{пл}. \tag{2.22}$$

Экспериментально установлено, что

$$N_\sigma = N_к \exp[\lambda_0 (\sigma_к - \sigma_R)], \tag{2.23}$$

где $N_\sigma$ — база испытаний; $N_к$ — число циклов, при достижении которого на уровне напряжений, равных пределу выносливости, начинают возникать микротрещины; $\lambda_0$ — постоянная; $\sigma_к$ — напряжение, при котором разрушение наступает после $N_к$ циклов.

Из уравнения (2.23) следует, что логарифмы $N_\sigma$ и $\lambda_0$ связаны между собой линейно с угловым коэффициентом $A_\sigma$, определяем по формуле

$$A_\sigma = \sigma_к - \sigma_R, \tag{2.24}$$

На основании уравнения (2.23) предел выносливости может быть определен по начальному участку кривой выносливости, если известно число циклов до разрушения $N_к$.

Значения $N_к$ и $A_\sigma$ можно найти из выражений [70]

$$N_к = C_p T_{пл} E \gamma_п \eta \frac{1}{\beta_{ср}^2}, \tag{2.25}$$

$$A_\sigma = 2\beta_{ср} \sqrt{\frac{L_{пл}}{C_p T_{пл}} \frac{G}{E}}, \tag{2.26}$$

где $C_p$ — удельная теплоемкость; $T_{пл}$ — температура плавления; $\gamma_п$ — плотность металла; $\eta$ — механический эквивалент теплоты; $\beta_{ср}$ — коэффициент, равный 85 МПа. В табл. 2.10 приведены значения некоторых параметров, необходимых для расчетов по уравнениям (2.20)—(2.26).

**Гипотезы физического предела выносливости металлов.** Первоначальные представления о наличии у металлов ФПВ возникли на основе исследований железа и низколегированных сталей. Последующее распространение усталостных испытаний на другие металлы и сплавы, а также применение специфических условий испытаний показали, что для ряда сплавов приходится говорить лишь об условном пределе выносливости, поскольку для них в диапазоне больших долговечностей (примерно $10^7$— $10^8$ циклов) по мере увеличения базы испытаний происходит монотонное, хотя не очень интенсивное снижение амплитуды напряжений цикла $\sigma_a$. ФПВ отсутствует у ряда ГЦК металлов, высокопрочных инструментальных сталей, а также практически у всех сплавов в агрессивных средах.

Таблица 2. 10. **Значения физических величин, используемых в уравнениях (2.20)—(2.26) [72]**

| Материал | $L_{пл} \times 10^{-2}$, МДж×м$^{-3}$ | $N_к \times 10^{-4}$, цикл | $A_\sigma$, МПа |
|---|---|---|---|
| Железо и его сплавы | 21,2 | 20,0 | 31 |
| Медь и его сплавы | 18,4 | 3,3 | 35 |
| Алюминий и его сплавы | 10,7 | 3,0 | 35 |

Ряд авторов связывают образование ФПВ металлов с их склонностью к деформационному старению (последнее наиболее выражено у ОЦК металлов). Т. Екобори [26] обращает внимание на связь у металлов ФПВ с физическим пределом текучести, а также отмечает заметное повышение ФПВ низкоуглеродистых сталей и железа в диапазоне температур 523—573 К, где наиболее интенсивно проявляется деформационное старение. Раскрывая физическую сущность этой концепции, Н. Томпсон полагает, что появление ФПВ определяется исходной блокировкой дислокаций атомами внедрения, что позволяет его рассматривать как максимальную амплитуду напряжений, при которой не происходит разблокировка дислокаций [20].

Поскольку в ряде случаев разблокировка обнаружена при напряжениях ниже предела выносливости $\sigma_R$, некоторые авторы связывают образование ФПВ с процессами динамического деформационного старения, что подтверждается зависимостью места локализации предела выносливости на диаграммах усталости от концентрации примесей и частоты нагружения. В. М. Горицкий и В. Ф. Терентьев [20] обращают внимание на специфику деформационного старения в сталях, содержащих дисперсные частицы цементита, которые могут переходить в твердый раствор в активных

полосах скольжения. Согласно В. С. Ивановой (с соавторами) [73], существует непосредственная связь между склонностью сплавов к деформационному старению и способностью к формированию устойчивой дислокационной субструктуры при многоцикловой усталости, что в свою очередь проявляется в возникновении ФПВ сплавов. В определенной связи с изложенными представлениями находятся также работы других авторов, объясняющих формирование ФПВ образованием специфической дислокационной структуры поверхностного слоя [20].

В работе А. Ферро и соавторов [74] сделана попытка связать образование ФПВ с типом кристаллической решетки металла. На примере системы железо — никель показано, что переход от структур с ОЦК решеткой к структурам ГЦК приводит к устранению ФПВ. Это наглядно иллюстрируется кривыми усталости железоникелевых сплавов с различным содержанием железа и никеля (рис. 2.45).

В. С. Иванова и В. Ф. Терентьев [75] выдвинули гипотезу, согласно которой сущность явления ФПВ лежит в образовании у металлов упрочненного поверхностного слоя толщиной порядка размера зерна. Такой слой препятствует формированию поверхностных трещин, вследствие чего затруднено возникновение повреждаемости при напряжениях, не превышающих предела выносливости. В работе Дж. Гросскройца [9] получены доказательства искусственного создания ФПВ у чистого алюминия с искусственно упрочненным на глубину 100 мкм поверхностным слоем за счет диффузии атомов меди.

М. Клеснил и П. Лукаш [2], а также другие авторы указывают на связь предела выносливости с предельной пластической деформацией в цикле порядка $10^5$—$10^4$, которой соответствуют явления формирования в поверхностном слое устойчивых полос скольжения. В условиях, близких к пороговым, происходит трансформация метастабильной дипольной дислокационной структуры в лестницеобразную структуру устойчивых полос скольжения.

У многих дисперсионно упрочненных и других высокопрочных сплавов отсутствует ФПВ, что находится в непосредственной связи со сменой трещинообразования в полосах скольжения на трещинообразование по твердым частицам и включениям. Если время, необходимое для зарождения трещин у включений, меньше времени, необходимого для инициирования трещин в усталостных полосах скольжения, ФПВ не наблюдается. Подробный обзор концепций ФПВ приведен в монографии [20].

В определенной связи с вопросом о ФПВ находится вопрос о причинах различной чувствительности металлов к циклическому нагружению, для характеристики которой используют коэффициент циклической прочности $\varkappa$ (см. с. 104). Этот коэффициент существенно больше для сплавов на основе железа в сравнении, например, с алюминиевыми сплавами. В работах [74, 76] этот вопрос был рассмотрен на основе оценки кристаллической структуры различных металлов. Там же была произведена оценка коэффициента циклической прочности для большого количества чистых металлов с различной кристаллической решеткой (табл. 2.11) и сделан вывод о том, что коэффициент циклической прочности для ОЦК металлов определенно выше, чем для металлов с ГЦК и ГПУ решетками. Такое сравнение, безусловно, более приемлемо для чистых металлов, в которых эффекты легирования, старения и т. п. отсутствуют.

При анализе циклической прочности различных металлов А. Бух [77] развил указанный подход, принимающий во внимание их температуру плавления $T_{пл}$. Показано, что для отдельных металлов коэффициент циклической прочности находится в тесной связи с гомологической температурой $T/T_{пл}$ (отношение температуры испытаний к температуре плавления) (рис. 2.46). Коэффициент циклической прочности резко падает от

0,85 для тантала до 0,10 для свинца по мере снижения их гомологической температуры, соответствующей обычным комнатным испытаниям. Самый высокий коэффициент циклической прочности у ОЦК металлов (тантал, молибден, ниобий, железо), у которых гомологические температуры наиболее низки. Учет кристаллографической структуры позволяет понять различия в коэффициентах циклической прочности железа (ОЦК решетка), никеля (ГЦК) и кобальта (ГПУ), которые имеют практически одинаковые значения гомологических температур. Только для ОЦК железа коэффициент циклической прочности превышает 0,6. Сравнение, в свою очередь,

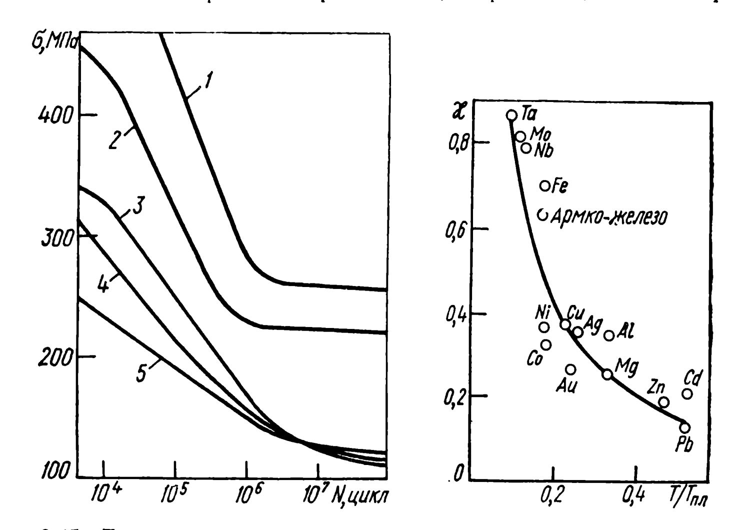



Рис. 2.45. Диаграммы усталости железоникелевых сплавов:
1 — 3 % Ni; 2 — 10 % Ni; 3 — 50 % Ni; 4 — 85 % Ni; 5 — 100 % Ni ; 1, 2 — ОЦК решетка, 3—5 — ГЦК решетка [9].

Рис. 2.46. Зависимость коэффициента циклической прочности ϰ от гомологической температуры $T/T_{пл}$ различных металлов [9].

гомологических температур свинца и кобальта позволяет сделать вывод, что ГЦК структуры предпочтительнее таковых с ГПУ решеткой.

Для качественного объяснения упомянутых особенностей усталостного поведения различных металлов высказаны следующие соображения. В первую очередь следует отметить, что у ОЦК металлов когерентный сдвиг в образовавшихся полосах скольжения затруднителен в связи с большим количеством вероятных плоскостей скольжения. Их число равно 24, в то время как у ГЦК металлов — 12, а ГПУ металлов — 3—6 (здесь титан представляет особый случай, поскольку его решетка допускает 12 различных систем скольжения). Таким образом, у ОЦК металлов наблюдается «дисперсия скольжения», в связи с чем трещинообразование в полосах скольжения не достигается столь легко, а способность к скольжению впереди фронта трещины не истощается весьма быстро путем упрочнения. Вторая существенная причина преимуществ ОЦК металлов — более высокие напряжения, необходимые для движения дислокаций. Для ОЦК металлов критические сдвиговые напряжения, необходимые для прорыва дислокаций, могут на два порядка превосходить напряжения в ГЦК металлах

**Таблица 2. 11. Коэффициенты циклической прочности материалов с различным типом кристаллографической решетки**

| Материал | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{-1}$, МПа | $\varkappa=\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_в}$ |
|---|---|---|---|
| | *ОЦК решетка* | | |
| Вольфрам | 1372 | 834 | 0,61 |
| Сталь 4340(типа 40ХН2М), | 1103 | 483 | 0,44 |
| содержащая 0,13 % C | 421 | 224 | 0,53 |
| Молибден | 696 | 500 | 0,72 |
| Титан | 308 | 265 | 0,86 |
| Ниобий | 294 | 225 | 0,77 |
| Железо (0,2 % Ti) | 265 | 182 | 0,69 |
| | *ГЦК решетка* | | |
| Сплав 2024 (Т3) (типа Д16П) | 483 | 138 | 0,29 |
| Сплав 7075 (Т6) (типа В95) | 572 | 159 | 0,28 |
| Никель | 303 | 108 | 0,35 |
| Медь | 301 | 110 | 0,37 |
| Алюминий | 90 | 34 | 0,38 |
| | *ГПУ решетка* | | |
| Титан | 703 | 414 | 0,59 |
| Кобальт (0,5 % Ti) | 521 | 165 | 0,32 |
| Цинк | 145 | 26 | 0,18 |
| Магний | 182 | 30 | 0,16 |

[9]. Из-за этого ОЦК металлы имеют более высокие значения пределов выносливости и соответственно — коэффициентов циклической прочности.

**Механические концепции и критерии усталости металлов.** Механические подходы к оценке усталости металлов, возникшие в рамках сопротивления материалов, ставят своей целью выдачу расчетных параметров, необходимых при проектировании и оценке ресурсных возможностей деталей машин и конструкций.

**Таблица 2. 12. Пределы выносливости сплавов при различных видах**

| Материал | $T$, К | $\sigma_{-1}$, МПа | $(\sigma^{н}_{-1})_и$, МПа | $\tau^{Д}_{-1}$, МПа | $\tau^{н}_{-1}$, МПа |
|---|---|---|---|---|---|
| Сталь 40Х | 293 | 300 | 390 | 205 | 235 |
| Сталь 14Х17Н2 | 293 | 390 | 410 | 295 | 305 |
| Сплав ХН35ВТ | 293 | 300 | 385 | 215 | 235 |
| | 873 | 290 | 370 | 225 | 240 |
| Сплав Х20Н80Т3 | 293 | 380 | 400 | 315 | 330 |
| | 973 | 360 | — | 245 | 270 |
| Сплав ХН70ВМТЮФ | 293 | 280 | 470 | 200 | 200 |
| | 1153 | 210 | 340 | 170 | 180 |

Примечание $(\sigma^{н}_{-1})_и$ —номинальный предел выносливости при изгибе.

Один из традиционных вопросов, который ставится в рамках инженерной теории усталостной прочности, сводится к определению механического критерия усталостного разрушения. В сопротивлении материалов существует четыре группы теорий прочности, которые с определенными оговорками и усложнениями могут быть перенесены на случай усталости металлов [78]:

1) максимальных растягивающих напряжений;
2) максимальных нормальных деформаций;
3) максимальных касательных напряжений;
4) октаэдрических напряжений, или энергии формоизменения.

Установление адекватной теории усталостной прочности необходимо для прогнозирования выносливости материала при каком-то заданном виде напряженного состояния на основании экспериментальных данных об усталости при другом виде напряженного состояния. Прочностные критерии также нужны при расчетах изделий, усталостное разрушение которых происходит при сложнонапряженном состоянии.

Для проверки выполнимости теорий прочности сопоставляют пределы ограниченной или многоцикловой выносливости при двух простых видах испытаний (обычно на изгиб, при растяжении — сжатии или кручении). Поскольку существует не всегда предсказуемое влияние на уровень выносливости градиента напряжений, наиболее правильно сопоставлять данные испытаний образцов на растяжение — сжатие с данными испытаний на кручение тонкостенных трубчатых образцов. Однако из-за сложности таких экспериментов обычно приходится сопоставлять данные по массивным сплошным образцам.

Подробный анализ условий формирования пределов выносливости пяти конструкционных сталей при растяжении — сжатии, изгибе и кру-[illegible]ыл проведен в работе В. Т. Трощенко и Л. Ф. Шестопала [80]. [illegible]ли как номинальные $\sigma^{н}_{-1}$ и $\tau^{н}_{-1}$, так и действительные значения [illegible] $\tau^{д}_{-1}$, подсчитанные с учетом упругопластических деформаций, [illegible]нных с наличием градиента напряжений (табл. 2.12).

Необходимо отметить более высокий уровень выносливости при изгибе [illegible] сравнению с растяжением — сжатием, а также существенно сниженный до (27 %) предел выносливости трубчатых образцов по сравнению со сплошными, что обусловлено благоприятным влиянием градиента напряжений. В случае сопоставления выносливости по действительным напряжениям следует считать наиболее обоснованным критерий максимальных

нагружения

| $\tau_{-1}$, МПа | $\tau^{д}_{-1}/\sigma_{-1}$ | $\tau^{н}_{-1}/\sigma_{-1}$ | $\tau^{н}_{-1}/(\sigma^{н}_{-1})_и$ | $\tau^{д}_{-1}/\tau_{-1}$ | $\tau^{н}_{-1}/\tau_{-1}$ | $(\sigma^{н}_{-1})_и/\sigma_{-1}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 205 | 0,68 | 0,78 | 0,60 | 1,00 | 1,15 | 1,30 |
| 295 | 0,76 | 0,78 | 0,74 | 1,00 | 1,03 | 1,05 |
| 180 | 0,72 | 0,78 | 0,60 | 0,84 | 1,09 | 1,28 |
| 165 | 0,78 | 0,83 | 0,65 | 0,73 | 1,07 | 1,28 |
| 290 | 0,83 | 0,87 | 0,83 | 0,92 | 1,05 | 1,05 |
| — | 0,68 | 0,75 | 0,84 | — | 1,10 | — |
| — | 0,71 | 0,71 | 0,43 | — | 1,00 | 1,68 |
| — | 0,81 | 0,86 | 0,53 | — | 1,06 | 1,62 |

нормальных деформаций (см. табл. 2.12), который для коэффициента Пуассона, равного 0,25—0,35, дается соотношением

$$\tau^{д}_{-1}/\sigma^{д}_{-1} = 0{,}74 \div 0{,}80. \qquad (2.27)$$

В то же время в номинальных напряжениях без учета неупругих деформаций в связи с градиентом напряжений отношение $\tau_{-1}/\sigma_{-1}$ более низкое, что соответствует в большей мере теориям прочности позиций 3 и 4 (см. с. 127).

В связи с этим очень важно учитывать упругопластическое перераспределение напряжений в изделиях, подверженных неоднородному напряженному состоянию. Вместе с тем необходимо принимать во внимание и выводы о том, что одной универсальной теории усталостной прочности не существует, а справедливость того или иного критерия зависит от вида материала. Обобщая данные X. Гафа, И. А. Одинга и других авторов, можно сделать следующие выводы [3, 56].

Теория максимальных касательных напряжений или теория октаэдрических напряжений, как весьма близкая по количественным показателям, наиболее справедлива для железа, низкопрочной стали и цветных сплавов. Для чугунов, высокопрочных (например, инструментальных) сталей более предпочтительна теория максимальных нормальных деформаций. Критерий разрушения существенно зависит от условий усталостных испытаний. Роль охрупчивающего фактора, способствующего трансформации критерия касательных напряжений в критерий нормальных напряжений или деформаций, могут играть следующие обстоятельства:

1) переход из области малоциклового в область многоциклового нагружения;

2) присутствие водорода или коррозионной среды;

3) понижение температуры испытаний ОЦК металлов;

4) значительное повышение содержания углерода в стали и охрупчивание ее термообработкой.

Кроме критерия, вытекающего из теории максимальных нормальных деформаций, получили широкое распространение и другие критерии деформационного типа (подробный анализ и дальнейшее развитие см. в [15, 80]). Среди них широко известны деформационные критерии Мэнсона — Коффина для оценки предельных состояний при малоцикловом нагружении (их анализ см. в п. 2.1). Деформационные критерии были также распространены на область многоциклового нагружения, в частности в виде концепции физического предела выносливости [15] (см. п. 2.1).

Среди механических критериев усталостного разрушения значительное место занимают критерии энергетического типа [15]. С. Фелтнер и Дж. Морроу [71] предположили, что усталостное разрушение наступает, когда суммарная необратимо рассеянная энергия $D_{сум}$ достигает критического значения, равного предельной работе деформации при однократном статическом нагружении (рис. 2.47):

$$D_{сум} = 2N \int_{0}^{\Delta\varepsilon} \sigma d\varepsilon_{п}. \qquad (2.28)$$

Указанные авторы далее предполагают, что

$$\varepsilon_{п} = K\sigma^{1/m}, \qquad (2.29)$$

где $K$ — некоторый коэффициент; $m$ — коэффициент деформационного упрочнения по диаграмме статического растяжения.

После интегрирования получим

$$D_{сум} = \frac{2KN}{m} \int_0^{\Delta\varepsilon} \sigma^{1/m} d\varepsilon = \frac{2KN}{1+m} \sigma_a^{\frac{1+m}{m}} \qquad (2.30)$$

В окончательном виде зависимость между количеством циклов до разрушения $N$ и амплитудным значением напряжения $\sigma_a$ записывается уравнением

$$\lg \sigma_a = K_0 - \left(\frac{m}{m+1}\right) \lg N. \qquad (2.31)$$

где

$$K_0 = \lg \left[\frac{D_{сум}(1+m)}{2K}\right]^{\frac{m}{m+1}}.$$

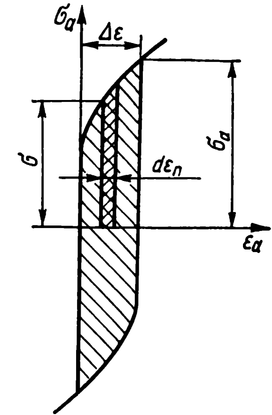



Рис. 2.47. Петля гистерезиса по С. Фелтнеру и Дж. Морроу [71].

Впоследствии Дж. Морроу усовершенствовал данную энергетическую модель, исходя из экспериментальных наблюдений зависимости предельной работы разрушения от амплитуды нагружения [15].

Среди энергетических концепций усталостного разрушения определенное место также занимают подходы, принимающие в качестве критерия разрушения суммарную энергию упрочнения (Д. Мартин [81], Л. В. Муратов [82]). Согласно Д. Мартину, петля гистерезиса принимается в виде, представленном на рис. 2.48. Тогда энергия упрочнения за цикл находится из выражения

$$D_{сум} = 2 [1/2 E_т^у (\Delta\varepsilon)^2], \qquad (2.32)$$

где $E_т^у = \operatorname{tg} \beta$. Принимая предельное значение энергии $D_{сум}$, уравнение долговечности можно записать в виде

$$N E_т^у (\Delta\varepsilon)^2 = D_{сум}. \qquad (2.33)$$

Уравнение Мартина может быть трансформировано в уравнение Коффина, а последнее в конечном счете соответствует энергетическому критерию усталостного разрушения, основанному на учете энергии упрочнения.

**Концепции, объясняющие влияние на выносливость геометрических и эксплуатационных факторов.** Высокая чувствительность циклической прочности к геометрическим и эксплуатационным факторам находит свое объяснение в ряде концепций, которые не вполне обоснованно получили название теорий усталостной прочности. Среди них необходимо выделить статистические, градиентные и технологические, которые привлекаются для объяснения масштабного эффекта при усталости металлов, зависимости циклической прочности от вида напряженного состояния, эффекта формы образцов и т. п.

*Статистические концепции циклической прочности.* Статистический аспект выносливости материалов был развит в работах В. Вейбулла, Н. Н. Афанасьева, С. В. Серенсена, В. П. Когаева, С. Д. Волкова и др.

С позиций такого подхода образец или изделие рассматривается как совокупность частиц (зерен), прочность которых может быть описана кривой распределения. В соответствии с теорией вероятностей характер кривых распределения зависит в первую очередь от объема напряженного ма-

териала, что наглядно иллюстрируется представленными согласно нормальному закону распределения зависимостями плотности вероятности $C_v$ от минимальных критических напряжений $\sigma^*_{min}$ для трех образцов различного объема $V_1 > V_2 > V_3$ (рис. 2.49). Из указанного рисунка следует ряд выводов о принципиальных возможностях статистических концепций ус-

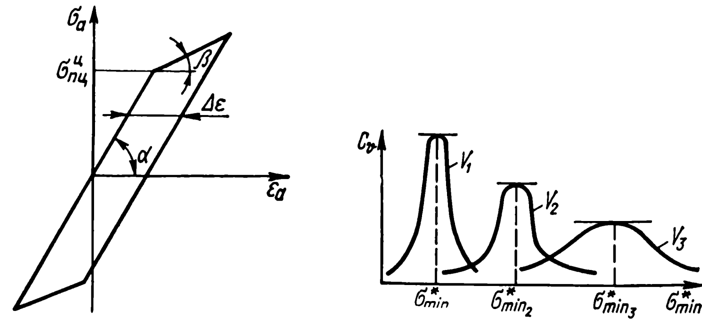



Рис. 2.48. Петля гистерезиса по Д. Мартину [81].

Рис. 2.49. Кривые распределения минимальных критических напряжений для образцов различного объема $V$ [15].

талости материалов. В первую очередь необходимо отметить уменьшение циклической прочности с увеличением размера образца; кривые распределения объясняют неизбежность рассеивания результатов усталостных испытаний, которое увеличивается с уменьшением размера образца. С этих позиций также объясняется повышение пределов выносливости образца при наличии градиента напряжений и конструктивных концентраторов и описанный в п. 1.4 эффект формы образцов, когда изменяется соотношение объемов материала, подверженного максимальным напряжениям.

Существует несколько разновидностей статистических теорий усталостного разрушения металлов и других материалов [15]. Наиболее проста теория Вейбулла, основанная на гипотезе «слабого звена». Она получила развитие в работах С. В. Серенсена и В. П Когаева для случая усталости металлов при неоднородном напряженном состоянии [83]. В основе теории Афанасьева [83] лежит представление о том, что усталостная трещина образуется в результате объединения в единое целое многих микроскопических трещин в отдельных перенапряженных зернах. Теории Вейбулла и Афанасьева противоречат эксперименту при объяснении эффекта масштаба в условиях растяжения, а также при сопоставлении чувствительности выносливости по фактору масштаба и концентрации напряжений.

*Градиентные и технологические концепции усталости материалов*. Градиентная концепция объясняет повышение выносливости материалов при неоднородном напряженном состоянии, в том числе в связи с концентрацией напряжений и уменьшением диаметра образца. Она исходит при этом из представлений о том, что с ростом градиента напряжений внутренние, менее напряженные слои оказывают своего рода «поддерживающее влияние» и препятствуют развитию трещины в глубь образца.

Повышение выносливости образцов при уменьшении их диаметра находит также свое объяснение на основании представлений о технологии изготовления изделий. После обработки резанием упрочняется поверхностный слой, роль которого более существенна для образцов меньших размеров, поскольку у последних отношение объемов упрочненного металла к неупрочненному составляет бóльшую величину.

ГЛАВА 3

# ФРАКТОГРАФИЯ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

## 3.1. Общая характеристика строения усталостных изломов

Изучение и описание поверхностей разрушения (фрактографический анализ) имеют важное значение при оценке причин, условий и механизмов усталости конструкционных материалов. Термин «фрактография» возник в 1944 г. в связи с началом развития новых прецизионных методов изучения изломов, основанных на использовании световой и электронной микроскопии.

На типичном усталостном изломе в соответствии с описанными в гл. 2 стадиями процесса разрушения можно выделить (рис. 3.1) очаг (иногда несколько) разрушения (*2*), зону (или зоны) субкритического РУТ трещины (*3*) и участок окончательно кратковременного долома (*4*). Очаг разрушения — это относительно небольшой участок поверхности, соответствующий началу усталостного разрушения. Он включает обычно в себя фокус излома (*1*), где происходит зарождение трещины. Для мягких материалов этот участок ориентирован по направлению действия максимальных касательных напряжений, в то время как зона стабильного РУТ перпендикулярна направлению действия максимальных растягивающих напряжений.

Типично усталостные изломы имеют явно выраженный макрохрупкий вид, хотя фактура участков усталостного подрастания трещины в деталях может существенно отличаться от хрупких изломов, вызванных кратковременным одноразовым нагружением. При значительных перегрузках эти

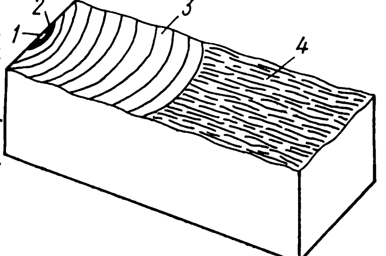



Рис. 3.1. Схематическое представление макростроения усталостного излома:

*1* — фокус излома; *2* — очаг разрушения; *3* — зона РУТ; *4* — зона долома.

изломы носят признаки влияния касательных напряжений, обнаруживаемые визуально. Это особенно четко фиксируется на изломах, образованных под действием повторного кручения. Если после длительных испытаний усталостное разрушение при кручении происходит по винтовой линии (перпендикулярно направлению максимальных нормальных напряжений, рис. 3.2), то при перегрузках ($N < 10^5$ циклов) преобладает разрушение срезом, а иногда растрескивание в плоскостях, параллельных оси образца. Уровень перегрузок, при котором наступает изменение вида излома от типично усталостного к срезному, существенно зависит от материала, а также наличия при испытаниях статической касательной составляющей

асимметричного цикла. Чем пластичнее материал и чем больше среднее касательное напряжение, тем ниже значения циклических напряжений, при которых образуется срезной излом.

Участок усталостного разрушения обычно четко отличается от зоны долома дисперсностью рельефа, матовым, бархатным оттенком. Это обусловлено спецификой РУТ, а также контактным притиранием образовавшихся поверхностей трещины под действием знакопеременных нагрузок. На структуру излома существенно влияет уровень номинальных циклических напряжений, а также наличие у поверхности концентраторов напряжений.

В соответствии с классификацией Д. М. Видмана усталостные изломы в зависимости от уровня нагрузок и числа циклов до разрушения делятся на три группы.

1. Изломы, обусловленные циклическими перегрузками, которые по напряжениям значительно, в 1,6 раза, превышают предел усталости $\sigma_{-1}$ (число циклов $N < 10^5$);

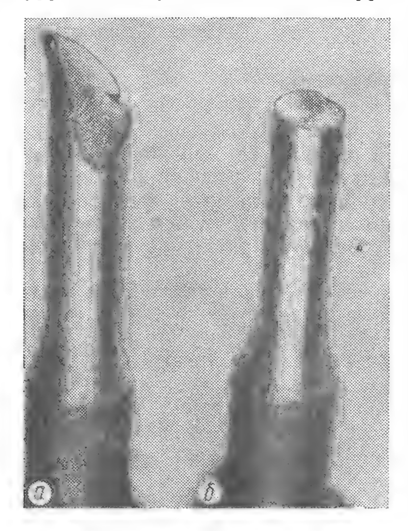



Рис. 3.2. Усталостные изломы, образованные при циклическом кручении высокопрочной закаленной стали:

*а* — $N<10^6$ циклов; *б* — многоцикловое нагружение $N>10^5$ циклов.

2. Преждевременные усталостные изломы ($1{,}2\ \sigma_{-1} \leqslant \sigma \leqslant 1{,}6\ \sigma_{-1}$, $10^6 \geqslant N \geqslant 10^5$);

3. Типично усталостные изломы ($\sigma < 1{,}2\ \sigma_{-1}$, $N > 10^6$ циклов).

Одно из важнейших отличий излома первой группы (при значительных перегрузках) от изломов второй и третьей групп состоит в отсутствии типично усталостного участка. В свою очередь, изломы второй и третьей групп отличаются друг от друга соотношением этих участков и долома: с уменьшением уровня напряжения участок усталости увеличивается, а долома соответственно уменьшается. Это наглядно иллюстрируется схемой И. А. Одинга [1] (табл. 3.1). Из приведенной схемы видно, что на характер излома существенно влияют локальные, а также протяженные кольцевые концентраторы, которые изменяют направление распространения трещины и конфигурацию отдельных зон.

Специфику макростроения изломов усталости в деталях прямоугольного сечения, а также толстых листах иллюстрирует классификационная схема Г. Якоби [2] (табл. 3.2).

В последние десятилетия вопрос об образовании контролируемых усталостных трещин приобрел актуальность в связи с препарированием образцов, используемых для оценки трещиностойкости материалов. Наиболее подходят для оценки вязкости разрушения в условиях плоской деформации цилиндрические образцы с кольцевой трещиной. Характер напряженного состояния, которое возникает при испытании на растяжение таких образцов, определяет целесообразность их использования при оценке критического КИН $K_{Ic}$. В лабораториях Физико-механического института

Таблица 3. 1. **Влияние вида нагружения, уровня и концентрации напряжений на строение усталостных изломов цилиндрических образцов**

| Вид нагружения | Низкие напряжения | | | Высокие напряжения | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Локальный концентратор | Мягкий кольцевой концентратор | Острый кольцевой концентратор | Локальный концентратор | Мягкий кольцевой концентратор | Острый кольцевой концентратор |
| Растяжение с изгибом | | | | | | |
| Плоский изгиб | | | | | | |
| Изгиб с вращением | | | | | | |

Примечание. Заштрихованы зоны долома

Таблица 3. 2. **Особенности макростроения усталостных изломов образцов прямоугольного сечения**

| Вид нагружения | Низкие напряжения | | | Высокие напряжения | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Гладкий образец (без концентраторов) | Мягкий концентратор напряжений | Острый концентратор напряжений | Гладкий образец (без концентраторов) | Мягкий концентратор напряжений | Острый концентратор напряжений |
| Циклическое растяжение или растяжение — сжатие | | | | | | |
| Односторонний изгиб | | | | | | |
| Знакопеременный изгиб | | | | | | |

Примечание. Заштрихованы зоны долома.

им. Г. В. Карпенко АН УССР созданы методы и приспособления [3] для образования концентрических кольцевых трещин в цилиндрических образцах, используемых для оценки трещиностойкости металлов.

Несмотря на кажущуюся однородность макростроения поверхностей, соответствующих РУТ, на них визуально, а также методами оптической микроскопии обнаруживаются специфические детали рельефа. К ним в первую очередь относятся так называемые линии усталости и храповый узор (рис. 3.3). Линии усталости (рис. 3.3, *а*) представляют собой видимые следы

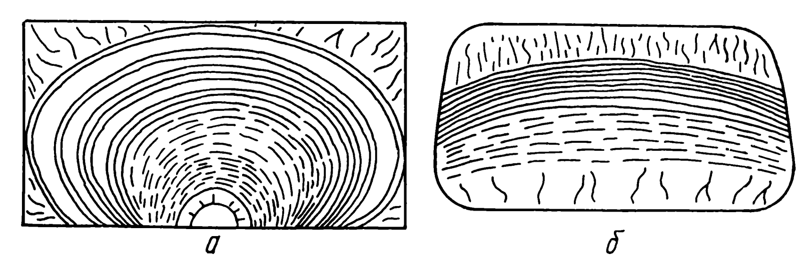



Рис. 3.3. Схематическое представление линий усталости (*а*) и храпового узора (*б*) на поверхности излома.

остановок фронта трещины усталости вследствие изменения режима нагружения или кинетики распространения трещины под воздействием структурной неоднородности металла изделия (полосчатость, сегрегация примесей и т. п.). В отдельных случаях образование линий усталости может быть вызвано изменением режима окисления поверхности излома. Храповый узор (рис. 3.3, *б*) чаще всего можно видеть на поверхностях усталостного разрушения валов и плоских пружин. Он представляет собой серию ступенек на поверхности излома, образованных вследствие соединения ряда соседних усталостных трещин, возникших из разных приповерхностных очагов. Наличие храпового узора на поверхности усталостного излома свидетельствует о многоочаговом зарождении усталостных трещин, каждая из которых образует отдельную усталостную зону. Образованию храпового узора благоприятствуют высокие напряжения, а также наличие концентраторов напряжений, таких, например, как коррозионные питтинги или шлифовочные ожоги.

## 3.2. Основные элементы микростроения усталостных изломов

Возможности использования световых микроскопов для анализа изломов весьма ограничены в связи с малой глубиной резкости и низкой разрешающей способностью оптических приборов. Поэтому в последние десятилетия получила большое развитие электронная микрофрактография, базирующаяся на использовании просвечивающих и растровых электронных микроскопов. В первом случае анализ изломов осуществляется путем просвечивания специально подготовленных слепков, называемых репликами. Реплики получают обычно путем напыления на поверхности металлического изделия (в том числе излома) тонкого слоя углерода либо металла с последующим отделением напыленной пленки от поверхности излома. В растровом электронном микроскопе осуществляется прямое наблюдение поверхности излома в потоке вторичных или рассеян-

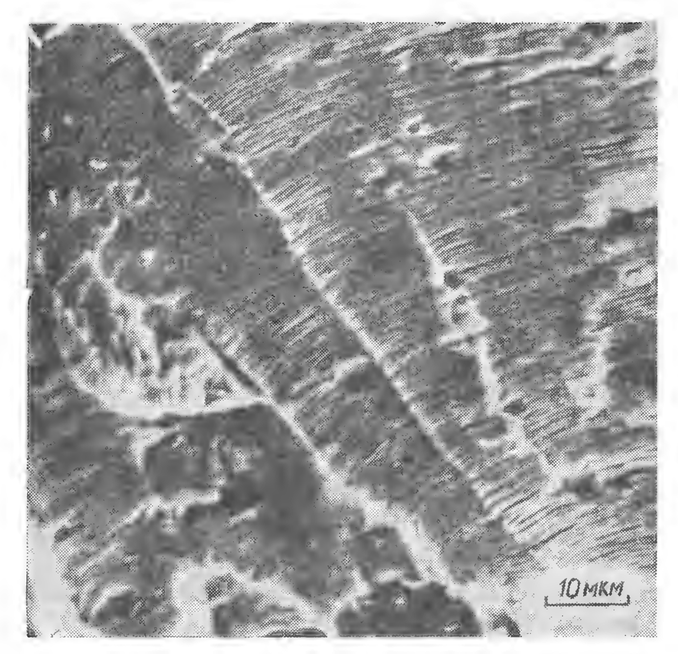



**Рис. 3.4. Усталостные бороздки в изломе технического железа.**

ных электронов. Методические основы электронно-фрактографического анализа изложены в специальных изданиях [4, 5].

Наиболее характерная особенность микрорельефа изломов алюминиевых и титановых сплавов, меди, железа, некоторых сталей, а также ряда других металлов и сплавов — усталостные бороздки (рис. 3.4), ориентированные перпендикулярно направлению распространения трещины. Считается, что очередная бороздка образуется вследствие задержки усталостной трещины после каждого цикла нагружения.

В большинстве случаев бороздчатые поля создают замкнутые участки (фестоны), разграничиваемые друг от друга ступеньками, как показано на рис. 3.5. В пределах одного участка бороздки сохраняют свою ориентацию, незначительно отличающуюся от таковой на соседних участках. Фестоны, как правило, вытянуты, иногда расчленены за счет образования промежуточных ступеней переменной высоты (например, участок *4* переходит в участки *5* и *6*).

В основу современных представлений о строении бороздок усталости положена работа П. Форсайта [6], выделяющего пластичный и хрупкий типы бороздок. Пластичные бороздки обычно группируются параллельными рядами, разделенными глубокими впадинами (рис. 3.6, *а*). Поля хрупких бороздок имеют вид скольных фасеток, покрытых исходящими из некоторых центров линиями типа речного узора (рис. 3.6, *б*). Считают также [6], что определяющим признаком хрупких бороздок являются ступеньки сброса, идущие параллельно (или почти параллельно) направлению трещины; бороздки пересекают ступеньки сброса под прямым углом. Хрупкие бороздки встречаются в высокопрочных алюминиевых сплавах, а также в сталях.

Склонность к их образованию возрастает при усталости в коррозионной среде. Предполагается, что хрупкие бороздки связаны с разрушением путем отрыва по фасеткам вдоль определенных кристаллографических плоскостей спайности, тогда как формирование пластичных бороздок необязательно обусловлено кристаллической структурой матерлала, поскольку они наблюдаются также при усталостном разрушении полимеров.

При оценке микромеханизма распространения трещины наряду с изучением поверхностей разрушения в плане целесообразно исследовать профиль усталостного рельефа. На рис. 3.6, *в* по данным различных авторов представлено пять характерных профилей бороздок: пластичного (I), хрупкого (II, III) и смешанных (IV, V) типов [4].

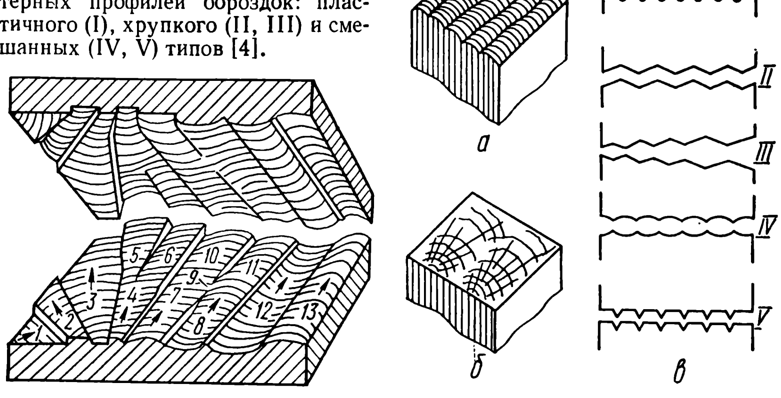



Рис. 3.5. Строение сопрягаемых поверхностей излома, содержащих усталостные бороздки:
*1—13* — фестоны.

Рис. 3.6. Строение пластичных (*а*), хрупких (*б*) бороздок и разновидности их профилей (*в*).

Образование усталостных бороздок наиболее характерно для низкопрочных ГЦК металлов. В конструкционных сталях формирование бороздчатого рельефа существенно зависит от их структурного состояния. Так, если в низкоуглеродистых сталях с ферритной или ферритно-перлитной структурой наблюдаются четкие бороздки усталости, то в сталях со структурой мартенсита, бейнита, троостита и перлита в усталостном изломе преобладают области квазискольного характера с нечетко выраженной, часто весьма неупорядоченной, бороздчатой инфраструктурой (рис. 3.7). Такой вид микрорельефа усталостного излома называется бороздчатым квазисколом [7]. Размеры элементарных фасеток бороздчатого квазискола соответствуют обычно размерам реек пакетов мартенситных и бейнитных кристаллов, ферритных прослоек троостита и сорбита, что отражает влияние тонкой структуры стали на микропроцессы РУТ.

К специфическим, хотя не часто встречающимся, особенностям микростроения усталостных изломов относятся так называемые траковые следы (рис. 3.8). Наиболее детальный анализ условий образования траковых следов выполнен К. Бичемом [8], который рассматривает их как результат вдавливания при циклическом нагружении твердых частиц карбидов и включений в сопряженную поверхность излома (рис. 3.9). По мнению других авторов [9, 10], образование траковых следов связано с адсорбцией и молиза-

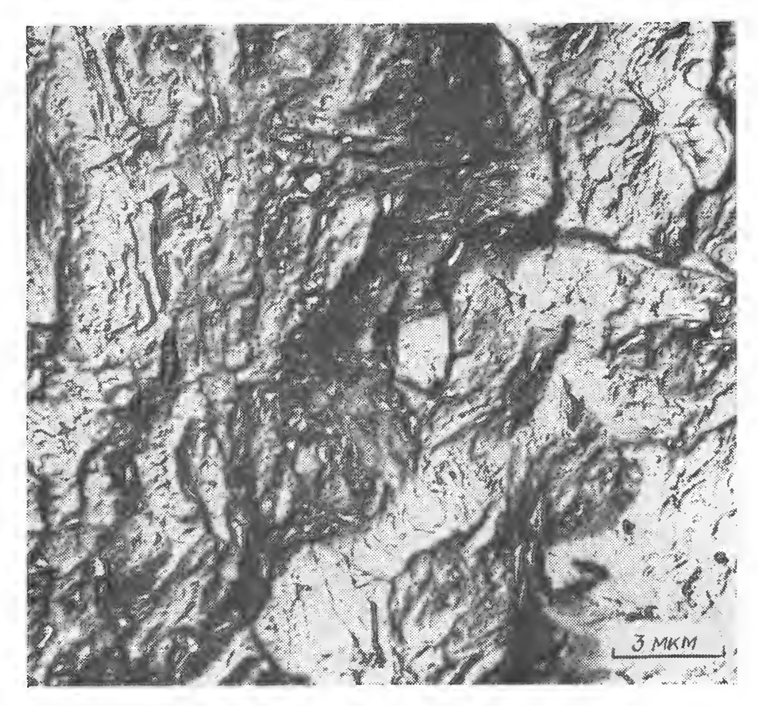



Рис. 3.7. Бороздчатый квазискол в усталостном изломе стали 45ХН2МФА.

цией в высоконапряженных порах газообразного водорода. Существует несомненная связь траковых следов с ЗТ при усталостном нагружении.

Весьма часто значительные участки поверхностей усталостных изломов имеют вид гладких, относительно бесструктурных фасеток, являющихся результатом расщепления материала в плоскостях скольжения (рис. 3.10). Такие участки иногда называют поверхностями вязкого скола или гладкого расслоения. Подобные бесструктурные поверхности образуются при вязком разрушении срезом [11] в условиях кратковременного нагружения.

Во многих случаях, в первую очередь при исследовании сплавов со сложной структурой, вместо типично бороздчатого рельефа в усталостном изломе доминируют другие микрофрактографические образования, характерные для квазистатических кратковременных испытаний. В их числе хрупкие фасетки внутри- и межзеренного скола, а также ямочные микрообразования, характерные для вязкого разрушения в итоге возникновения и коалесценции микропустот.

## 3.3. Модельные представления о механизме формирования усталостных бороздок

Несмотря на обилие литературных данных, касающихся особенностей микростроения усталостных изломов различных металлов и сплавов, механизм формирования бороздчатого микрорельефа еще далеко не ясен. Из-

Рис. 3.8. Траковые следы на поверхности усталостного излома стали 12Х18Н10Т.

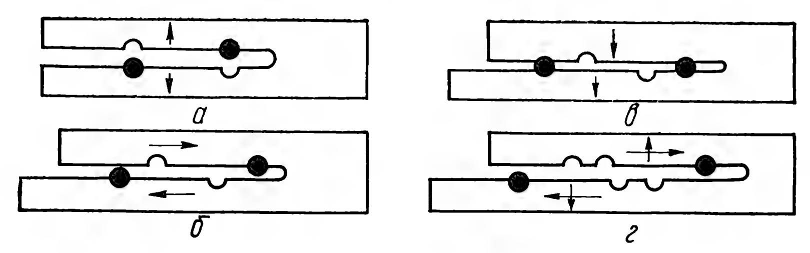



Рис. 3.9. Механизм образования траковых следов:
*а—г* — последовательность постепенного смещения сопряженных поверхностей изломов.

вестен ряд моделей, объясняющих образование бороздок в усталостном изломе [12, 13]. К числу наиболее общих относится модель Лерда — Смита [4], основой для построения которой послужили исследования распространения трещин и микростроения изломов чистого алюминия и никеля. Согласно этой модели заостренная в сжимающей части цикла трещина (рис. 3.11, *а*) раскрывается во время цикла растяжения (рис. 3.11, *б*, *в*), а пластическая деформация, развивающаяся у ее вершины, инициирует распространение трещины в направлении максимальных сдвиговых напряжений. В свою очередь, область пластической деформации перемещается в плоскости тре-

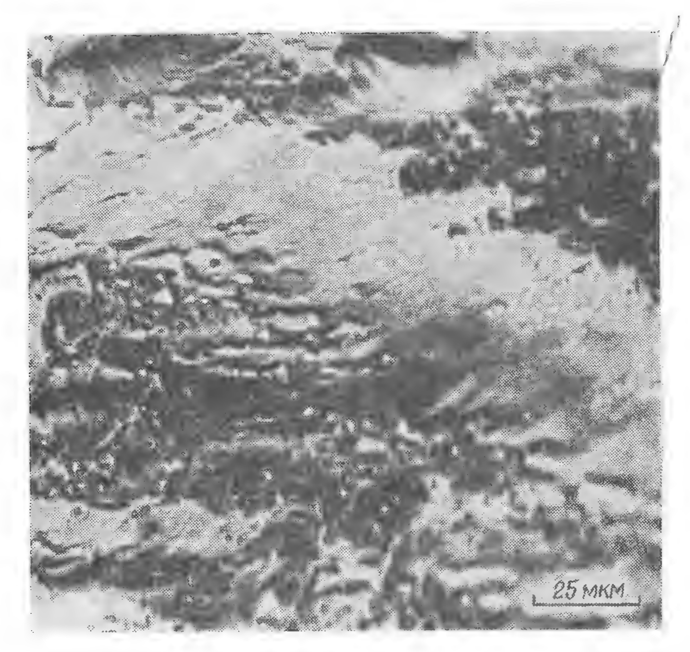



Рис. 3.10. Вязкий скол в микростроении усталостного излома технического железа.

щины и при очередном цикле сжатия происходит разветвление вершины трещины (рис. 3.11, *г*, *д*).

Модель Форсайта и Ридера основана на зарождении в области трехосного растяжения впереди фронта трещины микропустот (рис. 3.12) [14]. В процессе образования последних происходит притупление вершины трещины, при этом возникает мостик (рис. 3.12, *в*), который затем разрушается (рис. 3.12, *г*).

В работе [15] были получены данные, свидетельствующие об отсутствии бороздок в усталостных изломах алюминиевых сплавов, разрушенных в вакууме, что послужило основой для создания иной модели образования бороздок (рис. 3.13). В результате окисления на участке цикла со сжимающим напряжением вершина трещины не замыкается (рис. 3.13, *а*, *3*), поэтому полное обрат-

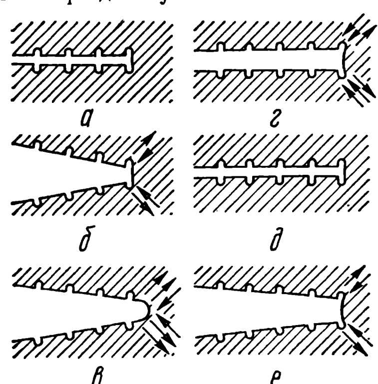



Рис. 3.11. Модель Лерда—Смита, иллюстрирующая процесс формирования бороздок усталости:

*а* — исходное состояние; *б*, *в* — раскрытие трещины; *г*, *д* — закрытие трещины; *е* — повторное раскрытие трещины.

ное скольжение невозможно, что приводит к формированию бороздок (рис. 3.13, *а*, *4*, *5*). В то же время в вакууме наблюдается полное обратное скольжение (рис. 3.13, *б*), что обусловливает отсутствие бороздок.

Известна сдвиговая модель образования бороздок (рис. 3.14) [16], в основе которой лежат представления о кристаллографическом характере формирования бороздчатого микрорельефа. Она подтверждена эксперимен-

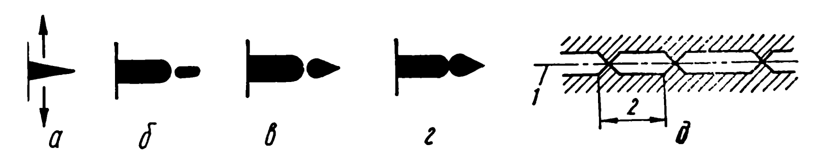



Рис. 3.12. Модель Форсайта и Ридера:

*а—г* — последовательность этапов образования микропустот; *д* — схематическое представление их профиля; 1 — плоскость излома; *2* — шаг бороздки [14].

тальными данными, полученными на монокристаллах алюминия и меди. Согласно этой модели в ГЦК металлах возможен РУТ в плоскости (100) или (110) в результате декогезии по плоскости скольжения {111}. При этом углы между плоскостями (100) и (111), а также (110) и (111) достигают соответственно 55°44′ и 36°16′. Для скоростей, меньших 1 мм/цикл, в алюминиевых сплавах бороздки параллельны направлению ⟨110⟩. Однако при больших скоростях влияние кристаллографической ориентации проявляется в меньшей степени — в этом случае бороздки параллельны ⟨110⟩, а плоскости разрушения случайны.

Упомянутая сдвиговая модель развита и подтверждена анализом

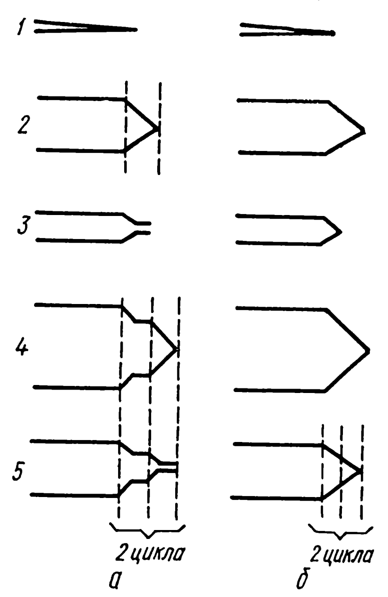



Рис. 3.13. Схема, иллюстрирующая этапы раскрытия (*1*, *2*, *4*) и закрытия (*3*, *5*) усталостной трещины, ведущие к формированию бороздок в изломе при испытаниях на воздухе (*а*) и их отсутствию в вакууме (*б*) [15].

топографии бороздок и дислокационной структуры приповерхностных слоев бороздок [16]. Обозначенные на рис. 3.14 кристаллографические направления облегчают анализ возможных механизмов образования бороздок. Согласно схемам, приведенным на рис. 3.14, РУТ происходит в результате геометрического перемещения при скольжении в ее вершине, которое однородно во время раскрытия трещины (стадии *1—6*) и неоднородно во время ее замыкания (стадия *7—10*). Обратное скольжение, не приводящее к смы-

канию трещины в результате окисления ее вершины, протекает по определенному числу параллельных плоскостей, оставляя следы скольжения в окрестности одной бороздки При смыкании трещины бороздки могут быть связаны частично с плоскостями (100) (стадии 7—12) или с (110), однако любая из них не может быть предпочтительной в связи с разориентацией зерен. Обе стенки бороздок не могут принадлежать к плоскостям с теми же индексами.

Представленная кристаллографическая модель справедлива для ГЦК металлов, однако поскольку она основана на декогезии в плоскостях скольжения, ее можно перенести на металлы с другим типом решетки, учитывая при этом долю разрушения в плоскостях скола.

Изложенные выше модели образования бороздок являются идеализи-

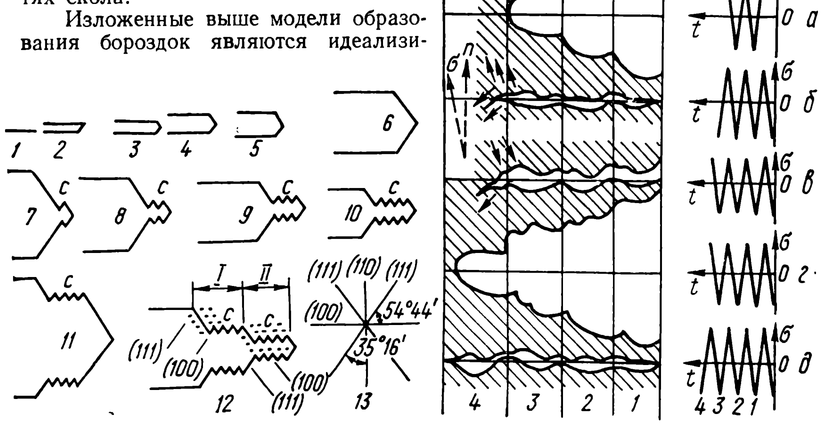



Рис. 3.14. Сдвиговая модель образования усталостных бороздок:

*1* — исходная трещина; *2—6* — раскрытие трещины; *7—10* — ЗТ; *11* — повторное раскрытие трещины; *12* — повторное ЗТ; *13* — следы кристаллографических плоскостей; I, II — две бороздки усталости; *c* — ступеньки скольжения [16].

Рис. 3.15. Последовательность стадий (*а—д*) РУТ:

*1—4* — циклы приложения нагрузки (вертикальные линии разделяют бороздки усталости; *t* — время, *n* — нормаль) [17].

рованными схемами, основанными на представлениях о РУТ в результате комбинации процессов пластического затупления вершины трещины и разделения материала путем скола или среза. Многие детали механизма РУТ до настоящего времени неясны и противоречивы. Для уточнения деталей известных моделей и устранения в них несоответствий фактическим экспериментальным данным перспективным представляется метод количественной стереоскопической фрактографии, который был использован [17] для изучения механизма РУТ в никеле. На рис. 3.15 представлена последовательность стадий РУТ, иллюстрирующая возникновение профиля усталостного излома. Согласно этой схеме продвижение трещины за цикл нагрузки происходит в два этапа: развитие трещины поперечного сдвига и пластическое затупление вершины трещины. Раскрывшаяся в полуцикле растяжения трещина (рис. 3.15, *а*) в процессе последующей разгрузки и нагружения напряжениями сжатия заостряется (рис. 3.15, *б*). При этом в пластической зоне сжатия происходит подготовка к последующему разрушению по механизму поперечного сдвига в следующем полуцикле растяжения (рис. 3,15,

*в*). После того как трещина выходит за пределы зоны сильной повреждаемости, она начинает распространяться по механизму пластического затупления (рис. 3.15, *г*).

## 3.4. Формирование дислокационной структуры в процессе распространения усталостной трещины

Между дислокационной усталостной структурой, строением и свойствами материала, а также внешними условиями нагружения существует взаимосвязь. Большинство исследований указывает на возможность проявления различных дислокационных конфигураций при усталости в зависимости от энергии дефектов упаковки, числа циклов нагружения, амплитудных значений напряжений [12, 13, 18] (см. п. 2.2). В последнее время заметен повышенный интерес исследователей к анализу субмикроструктурной ситуации, складывающейся у вершины распространяющейся усталостной трещины, а также в областях, непосредственно примыкающих к поверхности усталостного излома.

В процессе РУТ в различных материалах (медь, железо, алюминий, некоторые стали) впереди ее вершины формируется дислокационная ячеистая структура. Так, исследование в электронном микроскопе при напряжении 2000 кВ тонких фольг железа, содержащих усталостную трещину, выращенную при скорости примерно $10^{-8}$ м/цикл, позволило получить следующие данные о дислокационной субструктуре в ее окрестностях [19].

1. В области, непосредственно прилегающей к вершине трещины, формируются клубки дислокаций высокой плотности. Вне пределов этой области наблюдаются дислокационные ячейки, подобные образующимся в матрице образца, подвергнутого кратковременному нагружению.

2. В районах, прилегающих к берегам трещины усталости, возникает структура мелкодисперсных дислокационных ячеек со сравнительно низкой плотностью дислокаций (рис. 3.16). При этом отмечается тенденция к увеличению размеров ячеек по мере удаления от берегов трещины.

3. Предполагается, что в процессе РУТ дислокации высокой плотности путем поперечного скольжения перестраиваются в стенки мелкодисперсных ячеек.

Для оценки влияния ЭДУ на субструктурные изменения, протекающие в окрестности растущей усталостной трещины, исследована дислока-

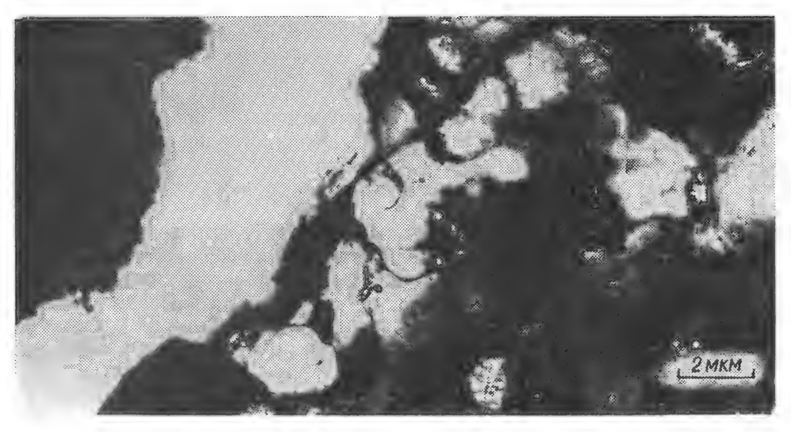



Рис. 3.16. Дислокационные ячейки возле поверхности усталостной трещины [19].

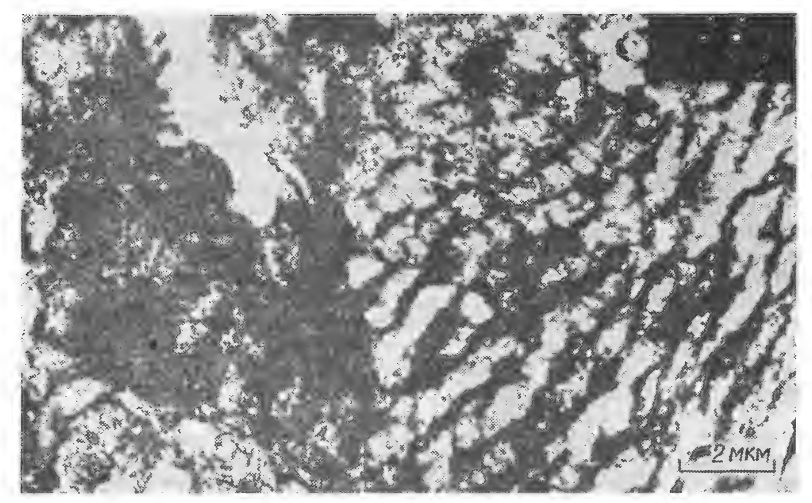



Рис. 3.17. Дислокационная структура у поверхности усталостной трещины в нержавеющей стали [20].

ционная структура, формирующаяся вблизи усталостной трещины на материале с более низкими значениями ЭДУ, чем у железа (на нержавеющей стали типа 18-8) [20]. Усталостные испытания и электронно-микроскопический анализ выполнялись в тех же условиях, что и на железе. Установлено, что формирование клубков дислокаций непосредственно у вершины усталостной трещины не зависит от типа кристаллической структуры (ОЦК или ГЦК). Последние наблюдаются как в железе, так и в нержавеющей стали. Правда, дислокационные сплетения высокой плотности в нержавеющей стали есть также в районах, непосредственно примыкающих к берегам трещины, чего не отмечалось в железе (рис. 3.17).

В областях, удаленных от усталостной трещины, формируются ячейки, содержащие неоднородно распределенные дислокации большей (сравнительно с железом) плотности (рис. 3.17), что сдвительствует о более существенном деформационном упрочнении стали.

Наличие плотных дислокационных сплетений как у вершины, так и возле берегов трещины в стали свидетельствует [19, 20] о затруднении процессов перестройки дислокаций в стенки ячеек путем поперечного скольжения у сплава с низкой ЭДУ. Предполагается, что повышение коэффициента деформационного упрочнения, связанное с низкой ЭДУ, ведет к уменьшению раскрытия усталостной трещины и снижению скорости ее развития.

Особенность эволюции дислокационной структуры в процессе РУТ — уменьшение размеров ячеек по мере приближения к вершине трещины [21—23]. Отмечены [21] тенденция к стабилизации размеров дислокационных ячеек в пределах определенной зоны, примыкающей к вершине трещины, сужение стенок ячеек и повышение четкости их проявления [22]. Геометрические размеры такой зоны удовлетворительно коррелируют с размерами $r_п$ зоны пластической деформации, оцененными по уравнению

$$r_п = \frac{1}{8\pi}\left(\frac{\Delta K}{\sigma_т}\right)^2.$$

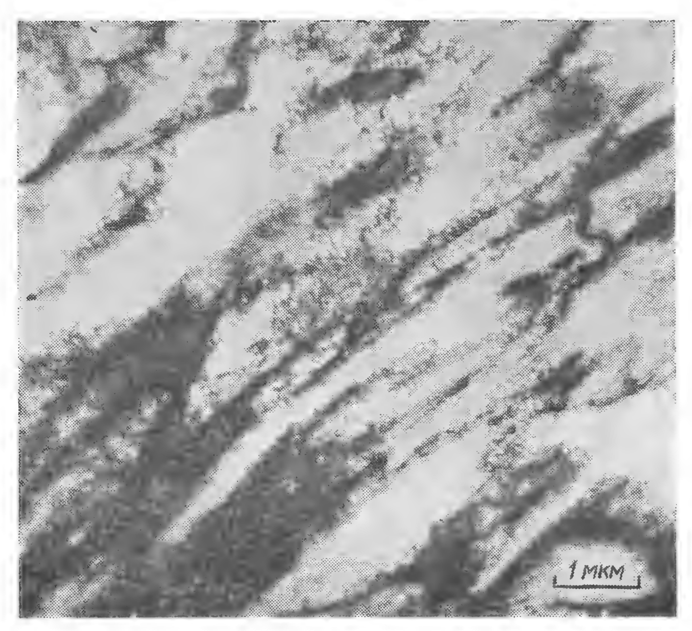



Рис. 3.18. Полосовая дислокационная структура в области, прилегающей к поверхности излома железа, образованного при низкоамплитудном нагружении [25].

Важными с точки зрения анализа тонких структурных изменений, происходящих при РУТ, являются попытки исследования фольг, вырезанных непосредственно из-под поверхности усталостного излома. Установлено образование полосовой дислокационной структуры в зоне предразрушения (рис. 3.18) при низкоамплитудном циклическом нагружении железа [25]. На основании этого были сформулированы модельные представления о механизме припорогового РУТ, сопровождающегося формированием строчечности в микростроении излома.

Согласно результатам исследований субмикроструктуры, формирующейся в устье развивающейся усталостной трещины, следует полагать, что распространение последней обусловлено образованием пор [26] и микротрещин [27] в стенках дислокационных полос и ячеек. Обстоятельный анализ процессов усталостного разрушения с позиций физики дефектов дан в книге [28].

## 3.5. Связь микростроения изломов с кинетикой усталостного разрушения

Характер микростроения усталостного излома и соответствующего ему микромеханизма СРТ зависит от природы и структуры исследуемого материала, а также напряженного состояния в вершине развивающейся трещины. Последнее определяется уровнем КИН, спецификой асимметрии цикла и геометрией изделия. Поэтому в каждом конкретном случае целесообразно проводить прицельный фрактографический анализ РУТ в пределах

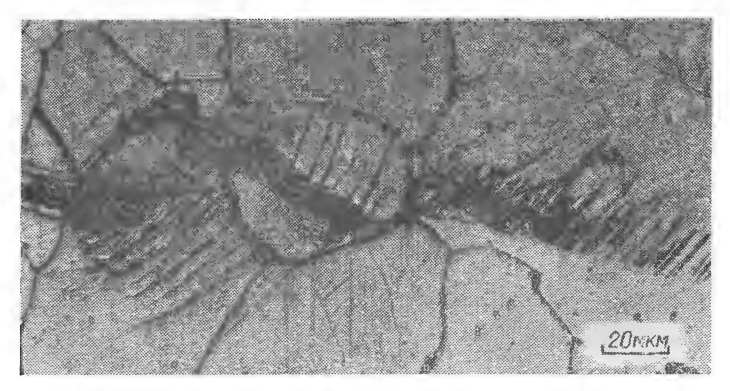



Рис. 3.19. Следы сдвига на поверхности образца из технического железа в зоне вершины трещины.

всей диаграммы ЦТ по ее отдельным участкам. Каждому из трех участков КДУР соответствуют те или иные характерные особенности микростроения излома, хотя четкого фрактографического разделения диаграммы по участкам провести не удается.

Наиболее характерные элементы микростроения излома, образованного под воздействием циклических нагружений,— бороздки усталости. На основании систематического фрактографического анализа конструкционные металлические сплавы делятся на две категории:

1) материалы, у которых образование бороздок носит систематический характер, по крайней мере в области среднеамплитудного участка КДУР. К таким материалам относятся цветные металлы и сплавы, железо и стали с высокой пластичностью (низкоуглеродистые, мартенситостареющие, метастабильные аустенитные стали);

2) материалы, у которых в изломе доминируют другие элементы микростроения (в ряде случаев характерные для кратковременного разрушения), а бороздки лишь эпизодически маркируют излом. К таким материалам относятся высокопрочные стали с пониженной пластичностью.

Способность к образованию бороздок при усталости затрудняется с повышением содержания углерода в сталях, прежде всего образующих пересыщенные твердые растворы (мартенсит), а также в связи с увеличением количества карбидной фазы (перлит, сорбит, троостит).

**Материалы с регулярным бороздкообразованием.** К ним относятся алюминий и другие цветные металлы и сплавы с невысокой прочностью, железо и низкоуглеродистые стали. На I, припороговом, участке КДУР таких материалов РУТ связан с элементарными актами сдвигообразования, которые проявляются на боковых поверхностях разрушаемого образца (рис. 3.19). Вероятно [31], РУТ в этих условиях происходит по механизму продольного сдвига и контролируется КИН $K_{II}$. Указанный микромеханизм разрушения подтверждается наличием в изломе специфических образований — так называемых кристаллографических бороздок и строчечности (рис. 3.20). Считают [25], что под действием касательной составляющей поля напряжений у вершины трещины формируется полосовая дислокационная структура, в стенках которой зарождаются сепаратные микротрещины. Нормальная компонента поля няпражений обеспечивает разрыв перемычек между сепаратными микротрещинами и продвижение магистральной трещины по границам полосовой структуры — областям с максималь-

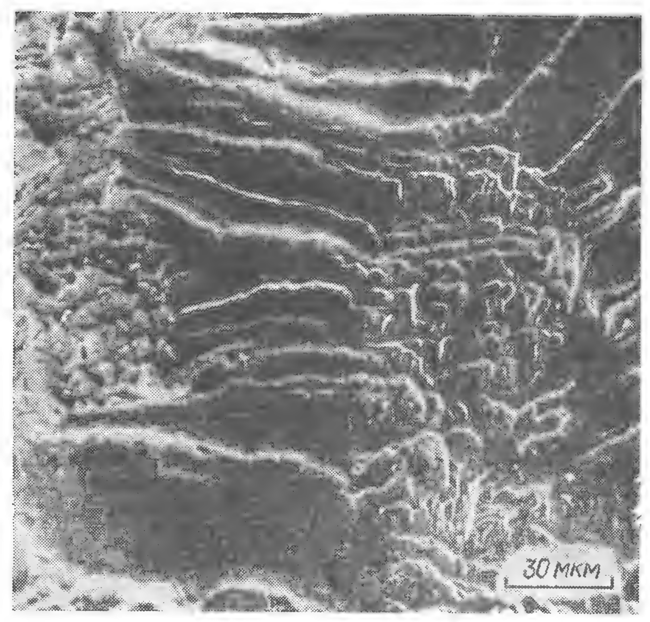


Рис. 3.20. Строчечность и кристаллографические бороздки в усталостном изломе железа.

ной плотностью дислокаций (см. рис.3.18). В результате на поверхности излома создаются кристаллографические бороздки, шаг которых сохраняется неизменным, поскольку соответствует расстоянию между стенками полосовой дислокационной структуры. Строгая кристаллографическая ориентация полосовой дислокационной структуры обусловливает изменение направления кристаллографических бороздок в каждом зерне материала (рис. 3.21). Появление на поверхности разрушения участков со строчечным рельефом происходит в случае, если направление РУТ совпадает с кристаллографической ориентацией полосовой дислокационной структуры и разрушение сдвигом происходит вдоль ее стенок (рис. 3.22). Обширные участки сдвигового РУТ также могут образовываться при распространении трещины вдоль устойчивых полос скольжения (см. рис. 3.19). Строчечная микрофактура излома — доминирующая составляющая последнего на I и в начальных областях II участка КДУР. Кроме того, на I участке эпизодически обнаруживаются признаки реализации микромеханизмов разрушения статического типа: ямочный отрыв, расслоения по плоскостям скольжения, микросколы.

На II участке диаграммы усталостный микромеханизм разрушения меняется от строчечного к бороздчатому (см. рис. 3.4). Такая смена микромеханизма может быть установлена по следующим фрактографическим признакам: между направлением развития макроскопической трещины и фронтом усталостной строчечности не существует строго определенных соотношений; часто наблюдается как их совпадение, так и различной степени разориентация. Бороздчатый микрорельеф формируется перпендикулярно локальному направлению РУТ. Вопрос о соответствии шага бороздок скоро-

сти РУТ имеет важное значение с точки зрения диагностики разрушений, он будет рассмотрен в п. 3.6.

На III участке КДУР доминирующая роль бороздчатого рельефа в изломе постепенно ослабляется в связи с реализацией типично статических механизмов РУТ (внутризеренный или вязкий скол, ямочный отрыв).

**Прочие конструкционные сплавы.** Для материалов,у которых образование бороздок носит лишь эпизодический характер, невозможно создать единую схему смены микромеханизмов РУТ в различных структурных состояниях, поскольку тип структуры может играть определяющую роль в реализации тех или иных проявлений механизма разрушения. По указанной причине будет рассмотрена отдельно специфика микростроения изломов различных материалов.




Рис. 3.21. Изменение ориентации строчечного рельефа при переходе в соседнее зерно как проявление кристаллографичности РУТ в припороговой области для технического железа.

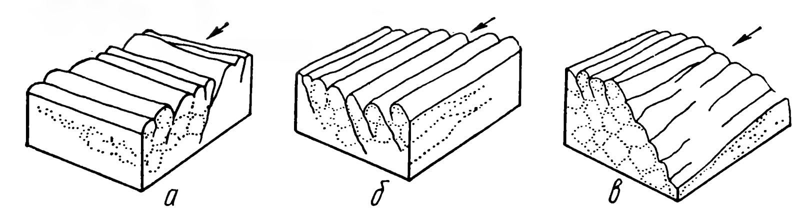
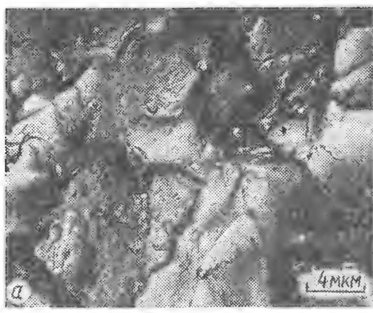



Рис. 3.22. Схемы, иллюстрирующие формирование кристаллографических бороздок (*а*), строчечности (*б*) и расслоений по плоскостям скольжения (*в*) в изломе.

На примере низкоотпущенных сталей 60ХС и 45ХН2МФА рассмотрим в пределах полной КДУР строение излома усталости, характерное для закаленных высокопрочных сталей [7]. У таких материалов в низкоамплитудной области преобладает бороздчатый квазискол (см. рис. 3.7). Доля последнего уменьшается по мере РУТ и увеличения размаха КИН $\Delta K$, уступая место участкам с фасетками межзеренного скола (рис. 3.23, *а*), которые становятся доминирующим элементом микростроения усталостного излома в конце среднеамплитудного участка КДУР. На III участке КДУР ослабевает роль межзеренного скола в процессе РУТ — здесь наряду с межзеренным сколом существенное место занимает вязкое разрушение с образованием ямочного микрорельефа (рис. 3.23, *б*). На основании измерения в изломе площадей, заполненных различными составляющими микрорельефа, на рис. 3.24 представлены данные количественной оценки удельного вклада всех трех отмеченных механизмов разрушения в процесс РУТ в отпущенном мартенсите.

Важной особенностью усталостной кинетики мартенсита, бейнита троостита является образование в зоне предразрушения сепаратных микротрещин межзеренного скола в низко- и среднеамплитудной областях и микропустот в высокоамплитудной области, их встречный рост по отношению к направлению развития магистральной трещины. РУТ в таких структурных состояниях можно представить как периодическое повторение отдельных этапов, состоящих из следующих стадий:

1) подрастание магистральной трещины по механизму бороздчатого квазискола;



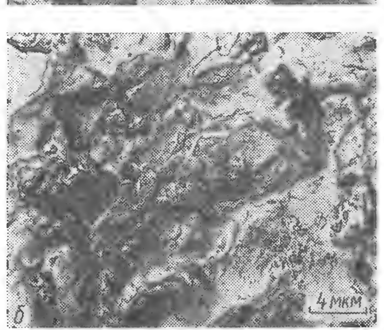




Рис. 3.23. Особенности микростроения усталостных изломов высокопрочной стали в областях средне- (*а*) и высокоамплитудного (*б*) нагружений.

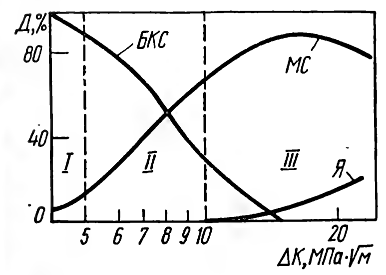



Рис. 3.24. Зависимости удельной доли (*Д*) различных составляющих микрорельефа усталостного излома от размаха КИН:

*БКС* — бороздчатый квазискол; *МС* — межзеренный скол; *Я*—ямки; I, II, III— участки КДУР.

2) образование сепаратной трещины (или трещин), сопровождающееся торможением магистральной трещины;

3) встречный рост сепаратной трещины;

4) коалесценция сепаратной и магистральной трещин путем разрыва оставшейся перемычки (рис. 3.25).

Такой механизм РУТ подтверждается периодической сменой в изломе бороздчатого квазискола и межзеренного скола, а также последнего с ямочным микрорельефом.

Реализация микромеханизма межзеренного скола, его удельный вклад в процесс РУТ в сталях с мартенситной структурой в значительной мере определяются также уровнем внутренних микронапряжений, возникающих в процессе закалки [30]: повышение последних сопровождается увеличением доли межзеренных сколов в изломе и соответственно снижением ЦТ.

Распространение трещины, связанное с образованием фасеток скола, характерно не только для закаленных высокопрочных сталей. Реализации при разрушении низкоэнергоемких скольных миркомеханизмов может способствовать также легирование феррита. Например, в стали ферритного класса 15Х25Т [31] бороздкоподобные микрообразования в изломе доми-

нируют лишь в низкоамплитудной области КДУР (на I участке), тогда как в среднеамплитудной наблюдаются внутри- и межзеренные сколы (рис. 3.26). На фасетках скола в указанной стали обнаруживаются двойниковые вырывы, которые свидетельствуют об интенсификации разрушения по границам двойников. Склонность к двойникованию, характерная для этой стали, усиливается в результате охрупчивающего отпуска при 750 К по мере увеличения продолжительности последнего [31].

Для высокоуглеродистых эвтектоидных и заэвтектоидных сталей со структурой пластинчатого перлита микростроение излома имеет специфи-

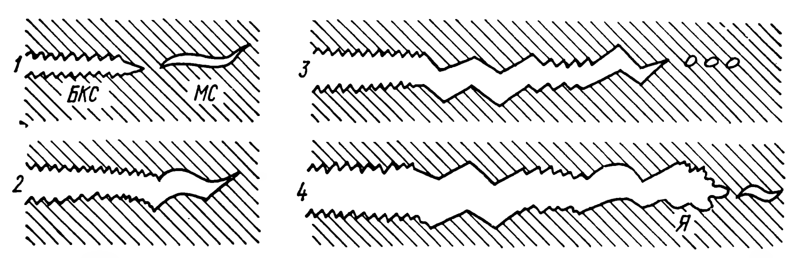



Рис. 3.25. Схема роста усталостной трещины в высокопрочной стали: БКС, МС и Я — то же, что и на рис. 3.24; 1—4 — этапы развития трещины.

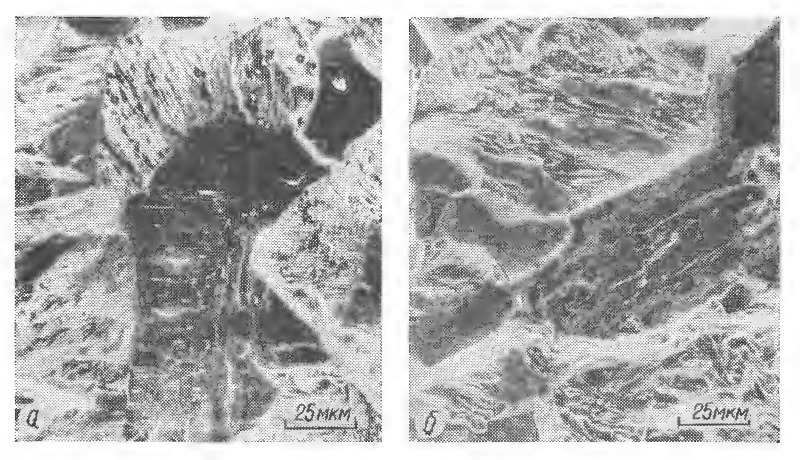



Рис. 3.26. Участки внутри- (а) и межзеренных (б) сколов на поверхности усталостных изломов стали 15Х25Т.

ческую полосчатость, которая однозначно отражает строение пластин перлита (рис. 3.27, а). Указанный микрорельеф называется перлитной полосчатостью [32]. Такая фактура усталостного излома присуща низкоамплитудному участку КДУР [33, 34].

В сталях, обработанных на структуру зернистого перлита при размахах КИН $\Delta K$, близких к пороговым, РУТ происходит с образованием мелкодисперсного рельефа квазискольного типа (рис. 3.27, б), характер которого не позволяет установить четкую связь между микростроением излома и структурой стали. При повышении содержания углерода в стали обнаруживается тенденция к диспергизации строения излома (рис, 3.27, в).

## 3.6. Количественный фрактографический анализ усталостного разрушения

Цель количественного фрактографического анализа изломов — оценка кинетики разрушения и уровня трещиностойкости исследуемых сплавов. При таком анализе используются прицельно-статистические методы изучения микрообластей поверхности разрушения с применением реплик или прямых наблюдений поверхностей разрушения в растровом электронном микроскопе. Поскольку локальность микрофрактографического анализа высока, прицельно-статистический просмотр изломов — процесс трудоемкий [4].

В определенной мере метод количественной фрактографии был использован в п. 3.5 как средство фрактографического описания микромеханизмов РУТ в низкоотпущенной стали 60ХС. К числу наиболее важных вопросов количественной фрактографии усталостного разрушения относятся имеющиеся в литературе многочисленные попытки установления количественной связи между шагом усталостных бороздок и макроскопически определенной скоростью РУТ [35].

В качестве основы для фрактографической оценки скорости РУТ принимаются описанные в п. 3.3 модельные представления о соответствии шага формирующейся в изломе бороздки одному циклу нагружения. Однако литературные данные, посвященные этому вопросу, весьма противоречивы и не дают однозначного подтверждения таких модельных предпосылок.

Для изучения соответствия макро- и микроскопически определенных РУТ по шагу бороздок используется обычно количественный прицельно-статистический анализ изломов по ходу РУТ в рамках КДУР с надлежащей привязкой просматриваемых участков изломов к соответствующим им уровням КИН и скорости разрушения. Согласно обзору [36] экспериментальные наблюдения различных авторов делятся на три группы.

1. В исследованиях [37—47], выполненных на сплавах алюминия, титана, кобальта, низкоуглеродистых сталях, приводятся линейные (в логарифмических координатах) зависимости макроскопически определенной скорости $v$ и шага бороздок $S$ от размаха КИН $\Delta K$, которые представляются в виде пересекающихся прямых. Это свидетельствует о наличии степенной зависимости шага бороздок от $\Delta K$

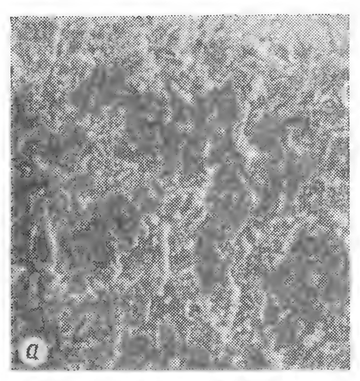
$$S = B(\Delta K)^p, \qquad (3.1)$$

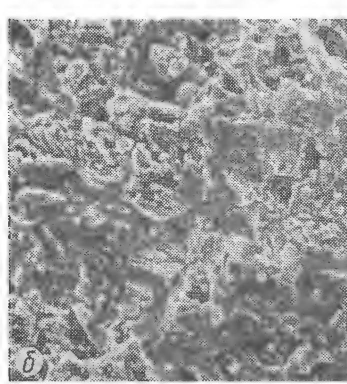
где $B$ и $p$ — константы.

В качестве характерного примера такой зависимости могут быть приведены результаты С. Коцаньды [37] (рис. 3.28). Диапазон скоростей $v$, в пределах которого проводились подобные исследования соответствия макроскопических скоростей и шага бороздок, весьма ограничен. Зависимости типа приведенных на рис. 3.29 свидетельствуют о существовании лишь весьма узкого участка скоростей, где фиксируется удовлетворительное соответствие количества наблюдаемых в изломе бороздок числу циклов нагружения. По данным различных авторов этот участок находится в окрестности $v = 10^{-7}$ м/цикл как для сталей, так и для алюминиевых, титановых и других сплавов. Согласно Т. Екобори, местоположение точки полного соответствия макро- и микроскопически определенных скоростей на КДУР зависит от частоты циклического нагружения. При ее увеличении такая точка сдвигается в сторону более низких скоростей (рис. 3.29). Это дало основание преобразовать [38] уравнение (3.1) к виду

$$S = B\Delta K^p f^{-r},$$

где $r$ — дополнительная константа. В частности, для алюминиевого сплава 2024-Т3 $p = 2{,}2 \div 2{,}5$, $r = 0{,}06 \div 0{,}08$.



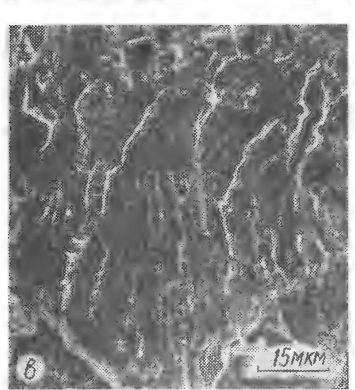




Рис. 3.27. Особенности микростроения усталостных изломов сталей со структурой пластинчатого (*а*) и зернистого (*б*, *в*) перлита.

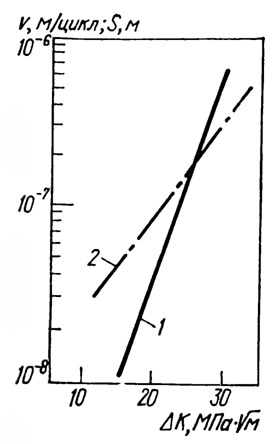



Рис. 3.28. Зависимости макроскопически определенной скорости РУТ (*1*) и шага бороздок (*2*) от размаха КИН [37].

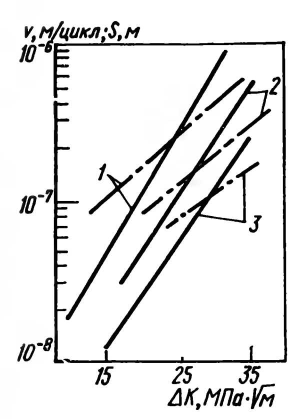
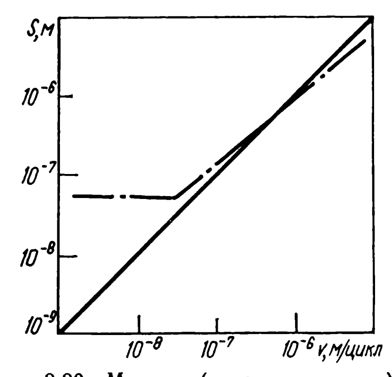



Рис. 3.29. Зависимости макроскопически определенной скорости РУТ (сплошные линии) и шага усталостных бороздок (штрихпунктирные линии) от $\Delta K$ при частоте нагружения 1 цикл в 1 мин (*1*), 6 циклов в 1 мин (*2*), 8400 циклов в 1 мин (*3*) [38].

2. Согласно наблюдениям [48, 49], проведенным на железе и малоуглеродистой стали, в низкоамплитудной области нагружения шаг бороздок остается практически постоянным и превышает макроскопически определенную скорость РУТ. Затем следует диапазон размаха КИН, в пределах которого макроскопически определенная скорость и шаг бороздок имеют близкие значения или полностью совпадают. Типичный пример такой зависимости иллюстрируют работы [48, 49] (рис. 3.30). Л. Р. Ботвина [50] на основании обзора многочисленных литературных данных считает такую зависимость наиболее достоверной, однако в высокоамплитудной области



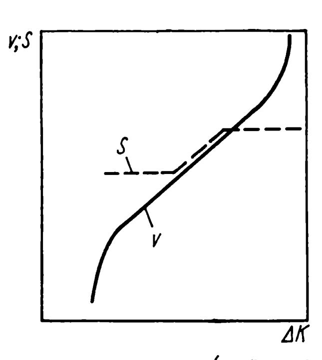




Рис. 3.30. Макро- (сплошная линия) и микроскопически (штрихпунктирная линия) определенные скорости РУТ у стали 15Г2АФДпс [48].

Рис. 3.31. Зависимости шага усталостных бороздок (пунктирная линия) и макроскопически определенной скорости РУТ (сплошная линия) от размаха КИН [50].

дополняет ее еще одним горизонтальным участком (рис. 3.31), пытаясь учесть зафиксированное в ряде работ постоянство шага бороздок в конце II участка КДУР. В итоге зависимость $S - \Delta K$ представляется в виде S-образной кривой, состоящей из среднего наклонного и двух крайних горизонтальных участков, на которых фиксируется соответственно опережение и отставание шага бороздки от макроскопической скорости РУТ.

3. Некоторые авторы считают [25, 36], что шаг бороздок практически постоянен в широком диапазоне размаха КИН, а фиксируемые отклонения в размере шага бороздок определяются полосой экспериментальных данных, связанных с неоднородностью структуры сплавов, неравномерностью нагружения и т.п. При исследовании кинетики усталостного разрушения технического железа (рис. 3.32) установлено [25, 36], что в области максимального соответствия шага бороздок и макроскопически определенной скорости РУТ увеличивается разброс шага бороздок. При отсутствии надлежащей статистической обработки результатов измерений это может быть расценено как определенный существенный диапазон значений, в пределах которого имеется линейная корреляция между шагом бороздки и макроскопически определенной скоростью РУТ.

Несмотря на неоднозначный характер представленных выше данных о связи шага усталостных бороздок с макроскопически определенной скоростью РУТ, из их анализа вытекает ряд обобщающих выводов. Для всех трех групп зависимостей выделяется узкий диапазон макроскопически определенных скоростей РУТ, в котором совпадение данных микро- и макроанализа удовлетворительное. Конкретные сведения о диапазоне соответ-

ствия в различных работах для ряда металлических сплавов представлены в обзоре [50]. Максимальный диапазон соответствия охватывает скорости от $4 \cdot 10^{-8}$ до $10^{-3}$ м/цикл, а минимальный— от $1{,}3 \cdot 10^{-7}$ до $3{,}3 \cdot 10^{-7}$ м/цикл. Для самых различных металлических материалов этот диапазон находится в пределах среднеамплитудного участка и захватывает скорость $10^{-7}$ м/цикл. Специфика процесса усталости вблизи указанной скорости РУТ может быть объяснена с позиций как механики разрушения, так и металлофизики.

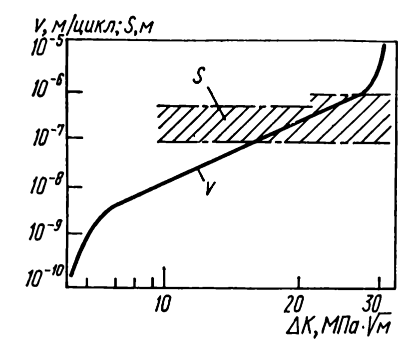



Рис. 3.32. КДУР технического железа на фоне зависимости шага бороздок от размаха КИН (заштрихованная полоса) [36].

В качестве важного параметра ЦТ, позволяющего описать средний участок КДУР, принято [51] значение максимального КИН — $K^*$, соответствующего скорости $v^* = 10^{-7}$ м/цикл. При этом зависимость макроскопически определенной скорости РУТ от размаха КИН определяется уравнением

$$v = v^* \left( \frac{K_{max}}{K^*} \right)^n .$$

Таким образом, согласно приведенным выше данным количественного фрактографического анализа $K^*$ приобретает физический смысл КИН, при достижении которого РУТ происходит преимущественно путем образования одной бороздки в изломе за цикл нагружения.

Металлографические исследования свидетельствуют о том, что на среднем участке КДУР вблизи $K^*$ в пределах зоны предразрушения, охватывающей область циклической пластической деформации, по мере роста размаха КИН полосовая дислокационная структура изменяется на ячеистую. Размер дислокационных ячеек слабо зависит от структуры и амплитуды нагружения и равняется примерно $10^{-7}$ м, что коррелирует со средним значением шага усталостных бороздок [36].

Независимо от того, какой из трех рассмотренных выше типов зависимостей шага бороздки от размаха КИН принимается во внимание, в пределах срединной части КДУР существуют два специфических участка. На левом, низкоамплитудном, скорость, определенная по шагу бороздок, превышает макроскопическую. Справа, в высокоамплитудной области, наоборот, макроскопическая скорость больше шага бороздок. И в первом и во втором случае несоответствие шага бороздок и макроскопической скорости РУТ объясняется кооперативным участием в процессе РУТ и других механизмов разрушения. Так, на низкоамплитудном участке КДУР существенная роль принадлежит сдвиговому микромеханизму, при котором на формирование элементарных составляющих сдвигового микрорельефа излома требуются сотни циклов нагружения, в то время как в локальных участках вполне возможно появление бороздок в пределах каждого цикла. Таким образом, возникновение бороздок на этом участке КДУР характеризует ускорение РУТ, которое не фиксируется макроскопическими приемами в связи с доминирующим замедляющим влиянием элементарных ак-

тов разрушения по механизму продольного сдвига. «Отставание» микроскопической скорости от макроскопической на высокоамплитудном участке КДУР, по всей вероятности, связано с ускоряющей ролью механизмов статического типа, задействованных существенным образом на этой стадии РУТ. Здесь в зависимости от структуры материала и условий испытания могут реализоваться микромеханизмы внутри- или межзеренного скола и ямочного отрыва.

## 3.7. Фрактографический анализ и диагностика усталостного разрушения

Фрактографический анализ имеет важное значение как средство диагностики разрушений. Он позволяет установить достоверные причины повреждений металлических изделий с целью корректировки их обработки, способа изготовления или режима эксплуатации.

Диагностический фрактографический анализ начинается с общего визуального осмотра поверхности излома, дающего возможность путем выявления его характерных признаков восстановить последовательность разрушения. С помощью визуального осмотра на поверхности усталостного излома могут быть выделены три основных участка: очаг разрушения, зоны усталости и долома (см. рис. 3.1), которые идентифицируются следующим образом.

Очаг разрушения, как правило, находится вблизи или на свободной поверхности детали и характеризуется наименее развитой рельефностью поверхности излома. При наличии на поверхности разрушения следов макроветвления трещины очаг разрушения обычно обнаруживается в устье потока, образованного системой разветвленных трещин, создающих на поверхности разрушения так называемый «речной узор» (рис. 3.33). Обычно ориентация участка поверхности излома, соответствующего очагу разрушения, отличается от ориентации поверхности зоны усталости. Во многих случаях поверхность очага разрушения наклонена к свободной поверхности детали под углом, близким к 45°, тогда как зона усталости почти перпендикулярна ей, что связано с уже отмеченной выше стадийностью процесса усталостного разрушения.

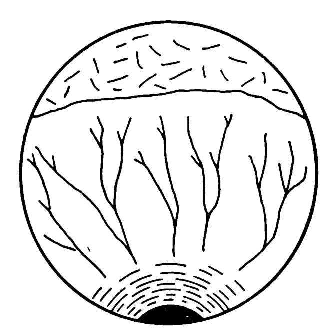


Рис. 3.33. Речной узор в макростроении усталостного излома.

Для установления местоположения очага разрушения используются присущие для зоны СРТ так называемые линии усталости (см. рис. 3.3, *а*). Они определяют местоположение перемещающегося фронта усталостной трещины, а их направление позволяет также выявить очаг (или очаги) разрушения. По мере приближения к последнему сглаживается рельефность линий усталости, они расходятся от очага разрушения подобно волнам, исходящим из эпицентра колебаний.

На поверхности зоны усталости усталостные линии визуально обнаруживаются не всегда. В таких случаях ее идентификация осуществляется путем выделения зоны долома, которая отличается максимально развитой рельефностью, характерной для поверхностей излома, полученных при кратковременных нагрузках. На фоне рельефной зоны долома легко выде-

ляется сравнительно гладкая поверхность зоны РУТ, разделяемой на отдельные участки линиями ветвления трещины, ступенями и т. п.

Установление очага разрушения в деталях со сложной конфигурацией позволяет определить поверхности, требующие дополнительного поверхностного упрочнения. В свою очередь, в деталях, подвергнутых поверхностному упрочнению, очаг разрушения перемещается под поверхность в зону действия остаточных растягивающих напряжений. По количеству наблюдаемых очагов разрушения можно судить о степени перегрузки разрушившейся детали. Так, при высокой перегрузке или наличии концентраторов напряжений наблюдается многоочаговое разрушение. При этом в большинстве случаев микротрещины, растущие из этих очагов, со временем объединяются в единую трещину. До момента этого объединения микротрещины обычно разделяются маленькими вертикальными выступами, которые образуют храповый узор (см. рис. 3.3, *б*). В то же время при минимальных перегрузках (немногим выше предела выносливости) трещина возникает из одного очага и общее разрушение наступает в результате роста этой трещины.

На основании осмотра сетки линий усталости может быть дана качественная оценка скорости РУТ и установлена предыстория циклического нагружения детали. Тонкие линии усталости, расположенные через одинаковые промежутки, свидетельствуют об относительно низкой скорости РУТ при минимальных отклонениях от постоянства условий циклического нагружения; пересечение линиями усталости основной части излома — о низких циклических нагрузках или, возможно, перераспределении нагрузки, если существует другой путь РУТ.

Представленные в табл. 3.1 и 3.2 схемы макростроения изломов весьма полезны в диагностической практике. На их основании может быть оценено соотношение площадей зон долома и усталости. Повышению номинального напряжения для данного материала соответствует увеличение площади зоны долома сравнительно с зоной СРТ. Зона долома относительно невелика при незначительных перегрузках по отношению к пределу выносливости, тогда как при значительных перегрузках существенно уменьшается площадь зоны РУТ. Кроме того, при увеличении номинальных напряжений зона долома смещается по направлению к центру сечения изделия.

Существенная роль в диагностике усталостного разрушения принадлежит также микрофрактографическому анализу с использованием электронных микроскопов (просвечивающего или растрового). На практике бывают случаи, когда по макроскопическим признакам идентифицировать различные стадии разрушения затруднительно. Тогда рекомендуется микроскопический анализ поверхности излома на различных его участках и составление так называемой фрактографической карты. Для этого обычно снимают реплики с определенных участков излома и изучают их с помощью электронного микроскопа. Применение сканирующей микроскопии поверхности в таких случаях нецелесообразно, так как оно сопряжено с порезами излома, что нарушает целостность карты усталостного разрушения. Полученные результаты микрофрактографического анализа затем фиксируются на поверхности излома, и по микроскопическим признакам определяются, например, локальные направления развития разрушения и его тип, что позволяет установить месторасположение очага разрушения, зон РУТ и долома.

Микрофрактографический анализ дает возможность глубже раскрыть причины зарождения и развития трещины. Так, изучая микростроение очага разрушения, можно четко обнаружить целый ряд внутренних дефектов металла — закатов, волосовин, спаев, трещин, включений, пористости, сегрегаций, неоднородностей по границам зерен. По результатам микрофрактографического анализа можно судить о том, явились ли указанные дефекты причиной зарождения разрушения.

Последовательное, прицельно-статистическое микроскопическое обследование поверхности излома, начиная от очага разрушения и кончая зоной долома, позволяет воспроизвести кинетику развития трещины и приближенно увязать ее с КДУР материала исследуемой детали. Именно на этом этапе фрактографической диагностики используют описанные ранее результаты анализа микроскопических особенностей, характеризующих ЦТ изучаемого металлического сплава. Идентифицируя микромеханизмы разрушения, реализованные в процессе РУТ на последовательно размещенных участках излома, и количественно оценивая соотношения различных элементов его микростроения, можно с удовлетворительной точностью установить, какому участку КДУР соответствует обследованная область излома, а значит, сделать примерную оценку длительности РУТ. При этом используются принципы количественной микрофрактографии, изложенные в п. 3.6.

В исследовательской практике широкое распространение получили попытки использования для диагностических целей результатов измерения шага усталостных бороздок. Как отмечалось выше (см. п. 3. 6), в некотором диапазоне значений скорости РУТ и размаха КИН существует удовлетворительное соответствие между усредненной макроскопически определенной скоростью РУТ и скоростью, найденной по шагу усталостных бороздок. Определение такой области адекватного соответствия макро- и микроскоростей имеет принципиальное значение для экспертизного анализа усталостных изломов. Для установления области адекватного соответствия используются три подхода [35]:

1) сопоставляются микрофрактографические особенности разрушения с ходом КДУР данного материала;

2) проводятся программные испытания, заключающиеся в маркировке изломов за счет периодических перегрузок единичными и блочными вставками по специальному маркировочному коду;

3) вычисляются так называемые параметры автомодельного роста трещины $q^*$ (методика В. С. Ивановой [52], не требующая специальных фрактографических исследований).

## 3.8. Критерии, регламентирующие распространение трещин в условиях подобия микромеханизмов разрушения

Структурная механика разрушения, получившая свое развитие на стыке физики прочности, механики разрушения и материаловедения, стимулировала исследования трещиностойкости материалов в условиях подобия микромеханизмов разрушения. Теория подобия в практике механических испытаний еще не получила должного применения вследствие трудностей моделирования подобия разрушения на всех его стадиях. В. С. Иванова [13, 53] предлагает преодолеть эти трудности путем:

1) перехода к анализу локального подобия;
2) учета условий автомодельности процесса деформации и разрушения;
3) выделения стадий стабильного развития процесса;
4) использования подходов линейной механики разрушения.

Концепция КИН предполагает автомодельность зоны предразрушения у кончика трещины [54]. Это позволило обосновать возможность использования только одного критерия подобия при моделировании локального разрушения [53].

По Л. И. Седову [55], процесс, развивающийся во времени, называется автомодельным, если система размерных определяющих параметров данного процесса, задаваемая дополнительными и, в частности, краевыми или начальными условиями, содержит не более двух постоянных с независимыми размерностями, отличными от длины и времени. Использование этого

условия автомодельности применительно к РУТ на стадии II позволило вскрыть физический смысл постоянных $A$ и $B$, связывающих скорость РУТ $dl/dN$ с размахом КИН $\Delta K$ на участке Пэриса;

$$dl/dN = B\ (\Delta K/A)^n, \tag{3.2}$$

где $l$ — длина трещины. Согласно В. С. Ивановой, постоянные $A$ и $B$ выступают как размерные, при этом одна из них ($B$) имеет размерность скорости, а вторая ($A$) — размерность КИН. Обе константы без потери общности могут быть сведены к одной постоянной $q^* = A/B^{1/2}$, контролирующей границы автомодельного квазиупругого РУТ. Согласно уравнению (3.2) все кинетические кривые, отвечающие автомодельному РУТ, независимо от химического состава и исходной структуры сплава (в пределах сплавов на одной и той же основе) должны пересекаться в точке с координатами $A$ и $B$. Однако во многих случаях прямые не пересекаются в указанной точке, что обусловлено влиянием на размах КИН предварительной трещины, эффекта ЗТ и других факторов. Согласно В. С. Ивановой [56], при обеспечении условий автомодельного РУТ параметр $n$ в соотношении (3.2) является структурно-чувствительным. Он характеризует чувствительность сплава к трещине и связан с некоторым значением $K_{Iq}$, отвечающим смене микромеханизмов разрушения, соотношением

$$K_{Iq} = K_{Iq}^{\max}\left[\frac{n_{\max} - n}{n_{\max} - 2}\right] = K_{Iq}^{\max} S_*,$$

где $K_{Iq}^{\max}$ — максимальное значение КИН при $n = 2$; $n_{\max}$ — максимальное значение $n$ при разрушении по типу I для сплавов на одной и той же основе. Здесь параметр $S_* = (n_{\max} - n)/(n_{\max} - 2)$ — структурная характеристика чувствительности материала к трещине при разрушении по типу I, инвариантная к внешним условиям нагружения. При этом рассматривается спектр пороговых значений $K_{Iq}$, отвечающих спектру микромеханизмов разрушения, а в качестве критерия подобия локального разрушения используется $\mu_1$-критерий подобия [53] или $I$-критерий подобия:

$$\mu_1 = K_{Iq}^{N-1}/K_{Iq}^{N},$$

где $K_{Iq}^{N-1}$ и $K_{Iq}^{N}$ — соответственно предыдущее и последующее значения КИН в спектре, отвечающие смене микромеханизмов разрушения. На границах смены контролирующего микромеханизма разрушения (границах автомодельности) $\mu_1$ или $I$ (числа подобия) становятся коэффициентами масштаба, которые могут быть представлены в виде отношения

$$I_q = K_{Iq}/K_{I0},$$

где $K_{I0}$ характеризует пороговое значение $\Delta K$, отвечающее началу стадии II в автомодельных условиях.

В общем случае при РУТ по типу II пороговое значение $K_{Iq}$, отвечающее смене микромеханизма, можно выразить через коэффициент масштаба и представить с учетом инвариантности структурного параметра $S_A$ в виде

$$K_{Iq} = K_{I0}^{\max} S_A I_q,$$

где $K_{I0}^{\max}$ — максимальное значение КИН, достигаемое при реализации максимальной пластичности у кончика трещины, т. е. при $n = 2$. Эти

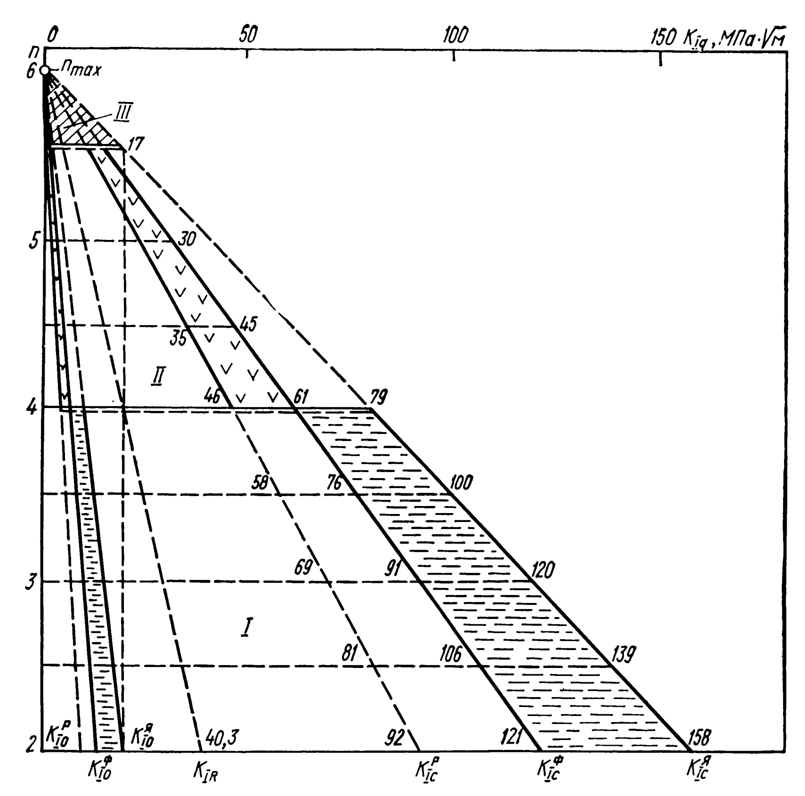



Рис. 3.34. Единая диаграмма трещиностойкости В. С. Ивановой для стали при разрушении нормальным отрывом:

I—область реализации при $2 \leqslant n \leqslant 4$ и $K^я_{I0} \leqslant K_{Iq}$ вязкого микроотрыва с переходом при $K_{I0}=K^я_{I0}$ от квазискольного рельефа поверхности к строчечному бороздчатому и микроямочному рельефам; II—область реализации при $4 \leqslant n \leqslant n_c$ и $K^ф_{I0} \leqslant K_{Iq} \leqslant K^ф_{Ic}$ хрупкого микроотрыва с проявлением фрактографических признаков транскристаллитных фасеток скола при $K_{I0}=K^ф_{I0}$ и речного узора при $K_{Iq}=K^р_{Ic}$, III—область реализации при $n_{max} \geqslant n \geqslant n_c$ и $K_{Iq} < K^ф_{I0}$ межзеренного разрушения (цифры на диаграмме соответствуют определенным уровням $K_{Ic}$ в МПа·$\sqrt{м}$ при данном $n$).

предпосылки легли в основу построения В. С. Ивановой единых для сплавов на одной и той же основе диаграмм трещиностойкости в виде $n - K_{Iq}$-диаграмм, представленных для стали (рис. 3.34), сплавов титана (рис. 3.35) и алюминия (рис. 3.36). Здесь лучи $K^р_{I0}$, $K^ф_{I0}$ и $K^я_{I0}$ отвечают нижней границе, а $K^р_{Ic}$, $K^ф_{Ic}$ и $K^я_{Ic}$ — верхней границе разрушения по типу I при различных микромеханизмах разрушения: р — хрупкий микроскол (речной узор на поверхности излома), ф — квазихрупкий микроскол

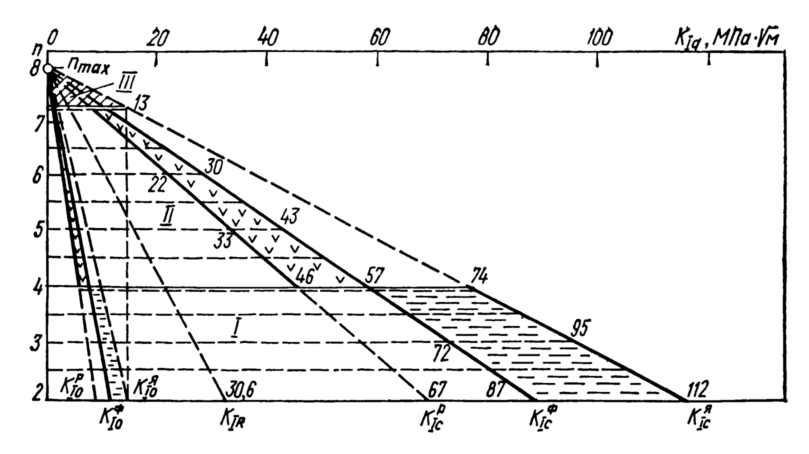



Рис. 3.35. Единая диаграмма трещиностойкости при нормальном отрыве для сплавов титана (обозначения те же, что на рис. 3.34).

Рис. 3.36. Единая диаграмма трещиностойкости при разрушении нормальным отрывом для сплавов алюминия (обозначения те же, что на рис. 3.34).

(транскристаллитные фасетки скола) и я — вязкий отрыв (микроямочное строение излома). Цифрами указаны соответствующие значения $K_{Ic}$ при данном *n*.

В табл. 3.3 приведены значения параметров, использованные при построении диаграмм с применением соотношений

$$K_{I0}/K_{Ic} = \Delta,$$

$$K_{I0}/K_{IR} = \Delta^{1/2},$$

$$K^{р}_{I0}/K^{ф}_{I0} = K^{ф}_{I0}/K^{я}_{I0} =$$

$$= K^{р}_{Ic}/K^{ф}_{Ic} = K^{ф}_{Ic}/K^{я}_{Ic} = \Delta^{1/8}.$$

Таблица 3. 3. **Значения постоянных, использованных при построении единой диаграммы трещиностойкости В. С. Ивановой**

| Основа сплава | $\Delta$ | $n_{max}$ | $K^{ф}_{Ic}$, МПа·м |
|---|---|---|---|
| Железо | 0,11 | 6 | 121,0 |
| Титан | 0,12 | 8 | 86,6 |
| Алюминий | 0,22 | 9 | 39,5 |

Здесь $\Delta$ — константа подобия локального разрушения.

Универсальность диаграмм, представленных на рис. 3.34 — 3.36, связана с тем, что они содержат все необходимые данные по трещиностойкости сплавов на одной и той же основе при разрушении по типу I независимо от вида нагружения (статическое, циклическое или динамическое). Влияние внешних условий нагружения сказывается лишь на микромеханизме разрушения. В данном случае лучи $K_{Ic}$ характеризуют максимальную трещиностойкость, реализуемую при статических нагрузках, а $K_{I0}$ — минимальную при динамических. Разброс значений $K_{Ic}$ при учете влияния на $K_{Ic}$ механизма разрушения определяется заштрихованными областями. Граница перехода от одного контролирующего микромеханизма разрушения к другому рассматривается В. С. Ивановой с позиций синергетики и трактуется как точки бифуркаций, отвечающих неравновесным фазовым переходам. Правомерность такой трактовки аргументируется экспериментально установленным фактом фазового перехода кристалл — аморфное состояние в процессе разрушения и изменениями тонкой структуры металла при движении трещины [57].

# ГЛАВА 4

# СТАДИЯ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

## 4.1. Переход от стадии зарождения к стадии роста усталостной трещины

Разрушение твердых тел под нагрузкой происходит не мгновенно при достижении напряжением предельных значений (точнее, как в феноменологических гипотезах прочности, вычисленными в упругой области отдельными компонентами тензора напряжений, деформаций или определенной функцией их инвариантов), а представляет собой относительно длительный процесс зарождения и развития несплошностей в теле. Особенно четко это проявляется при циклической нагрузке.

Изменения на атомном и субструктурном уровнях в приповерхностных слоях образца появляются на самых ранних стадиях (составляющих долю процента долговечности) и развиваются в определенной последовательности. Экспериментальные исследования прямыми (оптическая и электронная микроскопия, рентгенография) и непрямыми (изменение в процессе усталости обычных прочностных характеристик, микротвердости, сопротивления развитию трещин, внутреннего трения, выделения теплоты, магнитных свойств, электронная и акустическая эмиссия и т. д.) методами, а также теоретические построения возможных атомных механизмов показали сложность и многообразие форм протекания процесса в зависимости от природы и структуры материала, механических, физических и химических условий (нагрузка, температура, среда). Несмотря на это, возникшее относительно давно деление усталостного разрушения на три стадии (некоторые выделяют четвертую стадию — долом) выдержало проверку временем, хотя менялись основные признаки стадий и их границы [1—3].

В первой (инкубационной) стадии разрушения происходит пластическая деформация путем скольжения, которое сосредоточено в полосах, возникающих в приповерхностных слоях тела, обладающих высокой технологической дефектностью и пониженным сопротивлением течению. Такая реверсивная пластическая деформация после достижения определенного критического значения приводит к повышению микротвердости, а также предела текучести и прочности, что объясняет первоначальное название этой стадии — период упрочнения. В циклически разупрочняющихся материалах (к ним относятся материалы, предварительно наклепанные выше определенного уровня) эти характеристики понижаются. Процессы первой стадии определяются возникновением и движением дислокаций и вакансий — дефектов на атомном уровне — с образованием характерных для данных кристаллического строения и условий нагружения дислокационных структур. Поэтому пока нельзя еще говорить о несплошностях-трещинах, а происходящие изменения обратимы в том смысле, что после разгрузки и (если необходимо) некоторой термической активации, в крайнем случае стравления поверхностного слоя, исходное сопротивление тела усталости восстанавливается.

Во второй стадии — разрыхления материала — начинается процесс зарождения субмикротрещин. Они образуются в местах, где вследствие

локальной несовместности деформаций и концентрации напряжений, вызванных микронеоднородностью и дефектностью структуры, происходит пластическая деформация в результате слияния дислокаций и вакансий, а также формирования разрывов. В пластичных материалах трещины появляются на поверхности (если свойства приповерхностного слоя специальной упрочняющей обработкой не изменены), у выхода полос скольжения, интрузий и экструзий, а также по границам двойников и т. д. В высокопрочных низкоотпущенных сталях трещины образуются у включений и частичек второй фазы, расположенных обычно на некотором малом расстоянии от поверхности, где жесткость напряженного состояния повышается. При этом первоначальный разрыв происходит по наиболее слабому звену: по включению, вдоль его границы или в матрице у включения. Ослабленные границы зерен (например, в результате наводороживания, окисления), особенно при высоких нагрузках и температурах, могут стать также очагами разрушения. Возникновению трещин предшествуют активированные деформацией локальные микроструктурные изменения материала.

Мельчайшие трещины или подобные им остроконечные дефекты могут появиться еще во время формирования материала и его обработки (например, закалки) или сразу после нагружения в микрообластях резкого нарушения однородности, концентрации остаточных напряжений, непроваров и т. п. В дальнейшем субмикротрещины растут и сливаются, превращаясь в микротрещины. Этот процесс протекает все более неравномерно: чем больше размер трещин, тем меньше их количество, поскольку многие субмикро- и микротрещины останавливаются у различных препятствий в результате релаксации напряжений, у входа в более прочный материал и т. д. Таким образом, во второй стадии происходят нарушения сплошности— субмикро- и микротрещины, размер которых меньше типичного размера структуры материала (диаметра зерен, расстояния между включениями и т. п.).

Третья стадия начинается, когда одна (или несколько) микротрещина, находящаяся в наиболее благоприятных для развития процесса условиях, пересекает (это связано с преодолением значительных энергетических барьеров) границу зерна — одного, другого — и перерастает в макротрещину. Такому переходу соответствует выделенный впервые П. Форсайтом [4] первый этап РУТ — этап роста коротких трещин, закономерности развития которых вообще отличаются (см. подробней п. 4.4) от длинных. В третьей стадии все процессы концентрируются у фронта макротрещины, а разрушение происходит путем ее стабильного продвижения. Третья стадия заканчивается, когда трещина достигает критического размера. Критическая трещина растет спонтанно (долом) за счет энергии деформации тела (точнее, всей механической системы, в состав которой она входит). Продолжительность этой четвертой стадии обычно пренебрежимо мала по сравнению с предшествующими, поэтому ее часто не принимают во внимание. В пластичных материалах до наступления четвертой стадии могут развиться значительные пластические деформации, в результате чего образец теряет несущую способность.

Некоторые исследователи приводят более подробное деление, однако, поскольку конкретные механизмы процесса изменяются в зависимости от материала и условий опыта, такие уточнения нарушают общность классификации и пригодны, как правило, лишь для определенных классов материалов.

Между стадиями нет четкой границы. Однако деление на стадии вызвано не только удобством изложения последовательности явлений усталости, оно вскрывает присущие процессу качественные изменения. В этом можно убедиться, рассмотрев переход от первых двух стадий, объединенных в период зарождения трещины (точнее, макротрещины), к последующим двум — объединенным в период распространения трещины. Принципиальное различие между этими периодами состоит в следующем [2].

1. В первом деформация и разрушение происходят макроравномерно в статистическом понимании) в напряженных объемах приповерхностных слоев тела (отсюда его другое название — период дисперсного разрушения); во втором — разрушение локализовано у вершины трещины.

2. Возмущение поля напряжений, вносимое субмикро- и микротрещиной, распространяется на объемы порядка объемов элементов структуры (зерен и т. п.) и соизмеримо с возмущением от дефектов, присущих структуре материала, и технологического происхождения. Поэтому развитие этих трещин контролируется локальными условиями в пределах одного — нескольких элементов структуры. Макротрещина — дефект высшего порядка, влияние которого распространяется на бо́льшую совокупность элементов структуры. Следовательно, ее продвижение определяется в данных условиях напряжениями, обусловленными ею самой и некоторыми осредненными свойствами материала.

3. Первый период контролируется в большинстве случаев касательными напряжениями, а второй — нормальными, так что макроскопическое распространение трещины происходит, за немногими исключениями (см. п. 4.4), в плоскости действия максимальных растягивающих напряжений.

Следствием рассмотренных качественных отличий будет разное механическое поведение материала при изменении условий испытаний в первом и втором периодах, что находит свое отражение во многих экспериментальных фактах. Различные факторы, влияющие на сопротивление усталости материала, действуют на продолжительность периода зарождения и роста трещины по-разному, а иногда и в противоположных направлениях. Так, в области ограниченной выносливости по мере понижения температуры во многих сталях период зарождения трещины изменяется слабо или даже увеличивается, в то время как продолжительность ее роста уменьшается, причем в некоторых случаях катастрофически. Оптимальная с точки зрения долговечности и зарождения трещины температура отпуска (например, для стали 65Г отпуск на троостито-сорбитную структуру) не совпадает с температурой, соответствующей наибольшему сопротивлению РУТ (в данном случае отпуск на перлито-ферритную структуру) [5]. Обработка нимоника на различные размеры частиц второй фазы, которые обусловливают разную гомогенность скольжения, незначительно сказывается на общей долговечности, в то время как период до зарождения трещины длиной 1 мкм может изменяться более чем на порядок [6]. Неодинаково влияет на длительность обоих периодов и среда. Титановые сплавы, например, малочувствительные к коррозионным средам до зарождения трещины, могут оказаться весьма уязвимыми во время ее роста

Длительность периода зарождения макротрещины изменяется в широких пределах. По разным оценкам она составляет 20—90 % общей долговечности в зависимости от материала, размеров и формы тела (в частности, наличия концентраторов напряжений), нагрузки, свойств среды и других условий опыта, а также принятых критериев деления на периоды. Если же напряжение ниже предела выносливости, то второй период вовсе отсутствует, и, наоборот, если существуют начальные трещины или острые надрезы (нарушения сплошности), то разрушение начинается сразу или почти сразу со второго периода.

## 4.2. Исходные положения механики роста усталостной трещины

Исследования РУТ проводятся обычно по следующей схеме. Образец с исходной плоской трещиной, расположенной перпендикулярно максимальным растягивающим напряжениям, нагружается растягивающими напряжениями, изменяющимися по гармоническому отнулевому циклу. Во

время испытания при заданных параметрах цикла нагрузки периодически измеряется характерный размер трещины $l$ (длина, глубина) или его прирост $\Delta l$ и фиксируется соответствующее число циклов нагружения $N$. Результаты представляются в виде кривых (графиков) РУТ, изображающих зависимость длины трещины от числа циклов или же времени испытаний. В дальнейшем по этим данным вычислялись скорости РУТ $v = \Delta l / \Delta N$ как функции максимальных номинальных (брутто или нетто) напряжений цикла $\sigma_{max}$ или их амплитуды $\sigma_a$. В результате установлены эмпирические зависимости, называемые условно законами РУТ

$$l = f_1(N, \sigma), \quad v = f_2(l, \sigma), \tag{4.1}$$

причем в подавляющем большинстве случаев [7,8]

$$f_2(l, \sigma) = C_2 l^m \sigma_a^q \sigma_m^p, \tag{4.2}$$

где $C_2$, $m$, $q$, $p$ — постоянные в данном опыте. Применимость таких формул ограничена заданными конкретными формой и размерами образца и схемой его нагружения.

Качественно новый этап в исследованиях РУТ наступил после использования для его описания параметров механики разрушения, хотя классические концепции последней в их первоначальном виде не предусматривали СРТ. Скорости РУТ должны зависеть не от нагрузки вообще, а лишь от вызванного ею напряженно-деформированного состояния около вершины трещины. А. К. Хэд [9] первым сосредоточил внимание на локальном объеме материала впереди трещины, затем А. Дж. Мак-Ивили и У. Илг [10] умножили в своей формуле для скорости РУТ номинальные напряжения на коэффициент концентрации напряжений, для получения конечного значения которого они ввели радиус закругления вершины трещины, интерпретируемой по Г. Нейберу как экспериментально определяемый размер структурного элемента материала.

Окончательный шаг в исследовании РУТ был сделан в 1961 г. П. С. Пэрисом, М. Р. Гомезом и У. Е. Андерсоном, высказавшими следующий принцип [11]: «Поскольку при циклическом нагружении напряжения и деформации вблизи вершины трещины полностью определяются КИН и коэффициентом асимметрии цикла, разумно предположить, что всякое событие, происходящее в этой области, контролируется этими параметрами. Таким событием есть прирост трещины за цикл нагружения». Так механика разрушения в ее силовом варианте Вигхарда (он впервые рассмотрел напряжения в вершине трещины и задачу о прочности тел с трещиной [12])— Ирвина была привлечена к изучению усталости на стадии РУТ, в основу чего положена зависимость ее скорости от размаха КИН

$$v = f(K_{max}, K_{max}/K_{min}). \tag{4.3}$$

Затем П. С. Пэрис и Ф. Эрдоган предложили степенное уравнение [13]

$$v = C(\Delta K)^n, \tag{4.4}$$

в котором, как предполагалось [14], $n = 4$. С тех пор результаты эксперимента — исходный массив данных измерений $\{l_i, N_i\}$ — преобразовывают в массив скоростей РУТ и размахов или наибольших значений КИН: $\{v_i, \Delta K_i (K_{max\,i})\}$. Вторичный массив графически изображают точками в системе координат $v - \Delta K$ ($K_{max}$), как правило, с логарифмической шкалой по обеим осям. Такое изображение, а также проведенную по точкам кривую называют КДУР, либо упрощенно, диаграммой усталостного разрушения, навязывая таким образом к термину «диаграмма разрушения» [15] для кри-

вой зависимости длины трещины от монотонно возрастающих напряжений. Встречаются также названия «диаграмма циклической трещиностойкости» и «диаграмма роста усталостных трещин», а в англоязычной литературе — «$dl/dNvs\Delta K$ curve», «the plot $dl/dNvs\Delta K$» или «fatigue crack growth (rate) curve».

Приведенный выше постулат (уравнение (4.3)), хотя вполне логичен, теоретически недоказуем, поэтому о его правомерности можно окончательно судить лишь на основании опыта. Первые экспериментальные результаты были столь обнадеживающими, что позволили предположить некоторый универсальный механизм РУТ, соответствующий степенному закону (4.4) при $n = 4$ [16]. Однако оказалось, что наблюдаемые явления не столь просты. Ниже обсуждается, насколько КИН действительно определяет события в вершине усталостной трещины, а сделанные умозаключения сопоставляются с имеющимися экспериментальными данными.

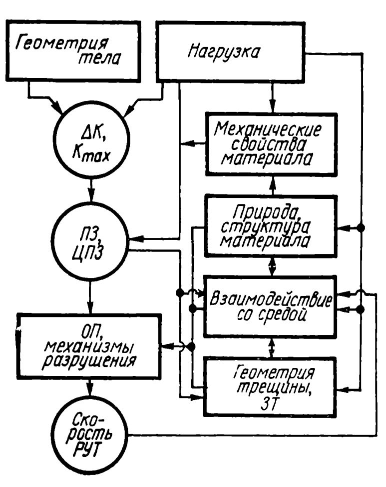



Рис. 4.1. Факторы, определяющие РУТ (ПЗ — пластическая зона; ЦПЗ — циклическая пластическая зона; ОП — область предразрушения; ЗТ — закрытие трещины).

При анализе РУТ основными исходными данными, достаточными для вычисления КИН, являются (рис. 4.1) форма и размеры образца с трещиной из испытываемого материала и нагрузка. Эти величины каким-то образом влияют на состояние материала и процессы разрушения у фронта трещины, которые, в свою очередь, определяются на разных масштабных уровнях и с различных позиций через ряд параметров. Эти локальные параметры делятся на тесно взаимосвязанные группы, характеризующие:

1) напряженно-деформированное состояние в окрестности фронта трещины;

2) форму и закрытие (контактирование поверхностей) трещины;

3) механические свойства материала и их изменение во времени, которое зависит от предыстории и программы испытаний;

4) состав и структуру материала, их эволюцию в процессе деформирования;

5) среду и ее взаимодействие с материалом.

## 4.3. Механическая ситуация в окрестности фронта трещины

Определение механической ситуации в окрестности фронта трещины одним параметром — КИН — дает возможность предельно просто связать процесс разрушения, локализованный в микрообъемах, с его макроскопическими внешними параметрами — нагрузкой и геометрией тела, ослаб-

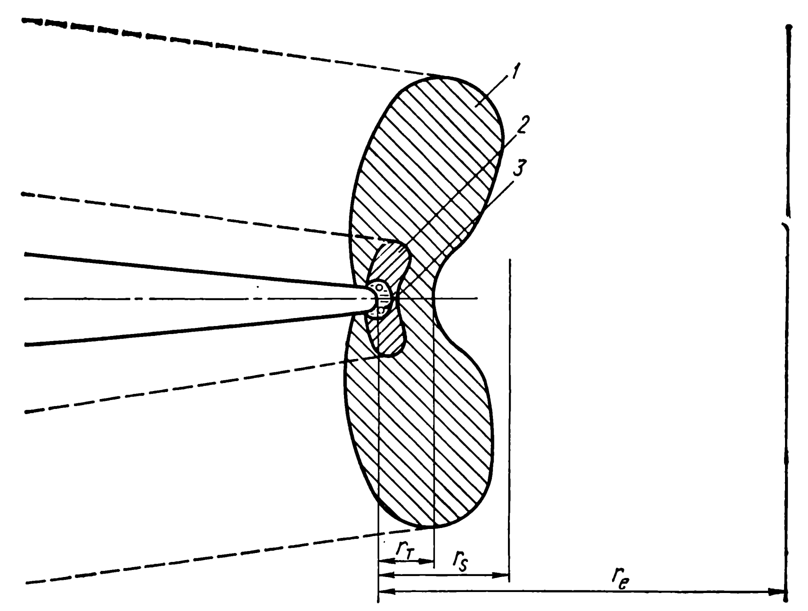



Рис. 4.2. Механическая ситуация у вершины трещины:
*1* — ПЗ; *2* — циклическая ПЗ; *3* — область предразрушения.

ленного трещиной, превращая частную экспериментальную зависимость в характеристику материала. Однако при таком выигрыше в простоте и общности теряется точность.

Поле напряжений около трещины вычисляют в предположении малости деформаций на основе модели однородного линейно-упругого континуума с гладким разрезом, исходя из текущего значения нагрузки. Такой подход приводит к неограниченной (сингулярной) у фронта трещины составляющей напряжений, которую полностью определяет КИН. Таким образом, он характеризует напряжения в области возмущения у вершины трещины $r \leqslant r_e \ll l$ вне малой ее окрестности $r > r_s$, где решения в линейной физически и геометрически постановке неверны (рис. 4.2). Кроме того, при расчете КИН прибегают ко многим дополнительным упрощениям: предполагают плоское напряженное (пластина нулевой толщины) или деформированное (бесконечной толщины) состояние, точно никогда не реализуемое, прямой фронт трещины, отсутствие контакта поверхностей трещины, а также их перпендикулярность наибольшим растягивающим напряжениям и отсутствие остаточных напряжений. В действительности допустимость всех этих предположений ограничена.

Замена материала с определенной атомной и микроструктурой сплошной средой допустима, если трещина и объем возмущенной зоны, определяемой через КИН, значительно больше (по меньшей мере в 5—10 раз) элементов структуры материала, так что можно говорить о некоторых осредненных макрохарактеристиках материала и напряженно-деформированного состояния.

У фронта трещины образуется ПЗ, напряжения и деформации внутри которой ($r \leqslant r_T$ на рис. 4.2) существенно отличаются от рассчитанных по КИН. На ПЗ будут всегда, хотя бы и совсем мало, влиять все ограничен-

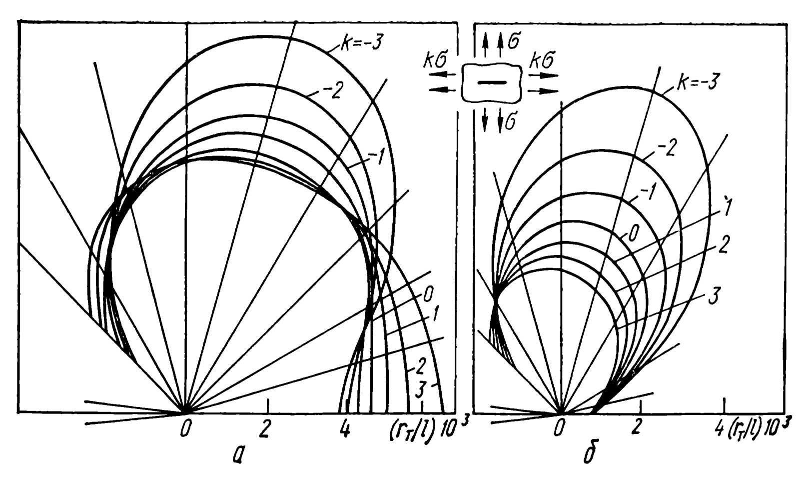



Рис. 4.3. Контуры ПЗ у вершины трещины отрыва в бесконечной пластине при двухосном растяжении и растяжении — сжатии (см. схему) по критерию Мизеса в условиях плоского напряженного (без учета утонения пластины) (*а*) и деформированного (*б*) состояний при $\sigma = 0{,}1\ \sigma_т$ и $\mu = 0{,}3$ [17].

ные (регулярные), неучитываемые КИН, составляющие тензора напряжений, в том числе и нормальные напряжения, параллельные трещине. От них всех будут в какой-то мере зависеть не только ветвление трещины и ее отклонения от исходной плоскости, но и деформированное состояние, размеры и форма ПЗ, о чем можно приближенно судить по линиям, рассчитанным в результате решения упругой задачи, на которых напряжения достигают предела текучести (рис. 4.3). Структура ПЗ сложна. У самой вершины трещины в ней образуется малая разрыхленная область предразрушения — «черный ящик» с точки зрения механики, где в предельно поврежденном материале совершаются по определенным механизмам элементарные акты разрушения.

Непростая механическая ситуация при монотонном кратковременном нагружении еще больше усложняется при циклическом, хотя усталостная трещина растет при нагрузках (и, следовательно, ПЗ) значительно меньших, чем статическая. Неупругие деформации приводят во время разгрузки к появлению остаточных напряжений сжатия и перераспределению напряжений внутри области, несколько превосходящей по размерам ПЗ. Внутри нее образуется область, где при разгрузке наблюдается обратное течение. При этом сдвиги туда и обратно происходят вдоль разных плоскостей, что приводит к накоплению пластической деформации (повреждения) в материале. В этой области знакопеременного (реверсивного) течения (ее называют также циклической ПЗ и часто отождествляют, что не совсем точно, с областью предразрушения) деформации изменяются по циклу, близкому к симметричному независимо от асимметрии цикла нагрузки, и определяются размахом КИН $\Delta K$. Последнее обстоятельство в какой-то мере оправдывает преимущественное использование размаха КИН $\Delta K$ вместо максимального КИН $K_{max}$ для построения КДУР.

Расчет пластических деформаций при переменном нагружении — весьма трудная задача в связи с отсутствием достаточно разработанной

теории (уже сама применимость континуальных теорий пластичности к столь малым объемам, как циклическая ПЗ, сомнительна, тем более, если учесть поврежденность этой зоны) и сложностью вычислений. Однако разумные приближения вполне возможны. Дж. Р. Райс предложил [18] простейшую схему образования циклических ПЗ в идеально упругопластическом теле. При первом нагружении у вершины трещины формируется ПЗ размером $r_т \simeq 1/(2\pi)\,(K/\sigma_т)^2$, в которой напряжения равны физическому пределу текучести $\sigma_т$ (на рис. 4.4 ее контур представлен условно

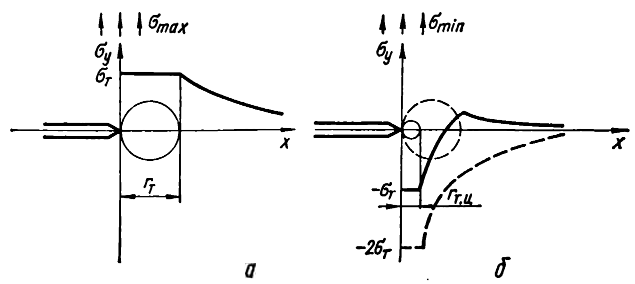



Рис. 4.4. Распределение нормальных напряжений $\sigma_y$ на линии трещины у ее вершины:

*а* — после первого нагружения до $\sigma_{max}$; *б* — после разгрузки до $\sigma_{min}=\sigma_{max}-\Delta\sigma$ ($r_{т.ц}$ — размер циклической зоны пластических деформаций).

окружностью). Состояние после разгрузки до напряжений $\sigma_{min} = \sigma_{max} - \Delta\sigma$ рассматривается как результат суперпозиции растяжения и сжатия напряжениями $\Delta\sigma$ в предположении, что предел текучести равен $2\sigma_т$, так как напряжения в циклической ПЗ будут изменяться от $+\sigma_т$ до $-\sigma_т$ (эффект Баушингера не учитывается).

В итоге размер циклической ПЗ $r_{т.ц}$ будет при отнулевом цикле в 4 раза меньше, чем первоначальной ПЗ. При следующем нагружении ситуация, которая была после первого нагружения, повторяется, но с некоторой разницей, обусловленной действием возникших остаточных напряжений и циклического упрочнения. Приведенное на схеме (рис. 4.4) распределение напряжений качественно отличается от установленного в результате более сложных расчетов менее плавным ходом кривых и в общем удовлетворительно согласуется с немногочисленными экспериментальными данными, в частности полученными рентгеновским анализом поверхности образца из высокоотпущенной пружинной стали [19].

Во время циклического деформирования материала происходят непрерывные сложные изменения его реологических и прочностных свойств, которые известны под общим названием циклического упрочнения или разупрочнения [19—21]. Они являются следствием обусловленной реверсивными сдвигами, наиболее интенсивными в циклической ПЗ, эволюции тонкой структуры материала, оканчивающейся образованием типичной ячеистой, реже (в припороговой области) полосовой дислокационных структур, а порой также изменениями фазового состава — выпадением или, наоборот, дроблением и рассасыванием частиц вторичных фаз, химическими реакциями (в коррозионной среде ) и т. п. В некоторых сталях аустенитного класса у вершины трещины при низких температурах обнаружены активируемые деформацией преобразования по схеме аустенит $\rightarrow$ ε-мартенсит $\rightarrow$ α-мартенсит [22].

Из сказанного следует, что КИН контролирует события вблизи вершины трещины лишь в той мере, в какой обеспечивает для данного случая подобие состояния и процессов внутри ПЗ и, что главное, в области предразрушения. Для этого необходимо в первую очередь, чтобы область, где доминируют определяемые КИН напряжения, была значительно больше ПЗ ($r_e \gg r_т$) и, следовательно, контролировала напряженно-деформированное состояние в ней, а опосредствованно — интенсивность деструкции в области предразрушения. В этом суть обычного условия автомодельности трещины [23] (условия тонкой структуры по Г. П. Черепанову [24]), на котором зиждется прогнозирующая способность механики разрушения. Однако соблюдение указанного условия недостаточно, так как состояние ПЗ будет зависеть от ряда дополнительных параметров (степени стеснения пластической деформации, предела текучести, показателя упрочнения, эльберова ЗТ и т. д.), без знания которых его нельзя рассчитать, даже если были бы известны адекватные физические уравнения. В еще большей степени это относится к области предразрушения, где реализация тех или иных процессов и условий их подобия определяется целым рядом факторов (структурное и механическое состояние, микрогеометрия трещины, температура, среда и т. п.). Поэтому КИН могут однозначно описать разрушение (в данном случае РУТ) только в пределах действия конкретных механизмов деформации и разрушения. Не спасают положения и более общие нелинейные характеристики напряженно-деформированного состояния — $J$-интеграл и другие, применение которых, пожалуй, только ослабляет требование малости ПЗ.

Теперь становится понятной вся сложность разработки количественных критериев для определения границ применимости КИН как параметра разрушения и в конечном итоге критериев инвариантности КДУР. Хотя этому вопросу посвящены аналитические [23] и многие экспериментальные исследования он на сегодняшний день не решен, особенно для случая циклического нагружения (см. п. 5.2). Рассмотренные факторы составляют механическую группу факторов, воздействующих на РУТ, но не учитываемых прямо через КИН (см. рис. 4.1). Тесно связаны с ними геометрические факторы.

## 4.4. Геометрия трещины

**Макрогеометрия трещины**. Различия в структуре и свойствах приповерхностных слоев материала, находящихся в плоском напряженном состоянии, и глубинных, пластическая деформация которых из-за трехосности напряжений стеснена, обусловливают искривление фронта трещины по отношению к расчетному. Оно видно невооруженным глазом по следам фронта — линиям усталости, имеющим в случае пластин со сквозной трещиной форму выпуклых кривых с вершиной посредине излома.

В тонких и пластичных образцах поверхность трещины при достаточно высоких нагрузках наклоняется, стремясь занять положение под углом примерно 45° к поперечному сечению [25]. Это происходит или в результате постепенного закручивания целого излома (даже хрупкие изломы обычно наклонены на угол, не превышающий 5—10°), или вследствие образования при боковых поверхностях косых зон утяжки (губ среза), которые затем расширяются. Косые изломы соответствуют комбинированному разрушению по типу I (отрыв) и типу III (продольный сдвиг) и связаны с образованием полос пластичности, вытянутых в продолжение трещины, вследствие сдвигов под углом 45° к поверхностям пластинки. Конечно, использование КИН отрыва как параметра, определяющего скорость РУТ, в этой ситуации становится условным.

Рассмотренный случай — наиболее часто наблюдаемое исключение

из общего правила, гласящего, что усталостные трещины растут перпендикулярно наибольшим растягивающим напряжениям. Как этот, так и другие немногочисленные случаи РУТ по макромеханизму чистого сдвига (трещины II и III типов) и их комбинации с отрывом связаны с заметными пластическими деформациями, анизотропией материала, а также с препятствующими отрыву обстоятельствами (например, малыми растягивающими напряжениями). Анизотропия может быть заложенной в структуре материала, приобретенной в процессе деформации, или конструктивной, т. е. обусловленной формой образца и видом нагружения. Так, в циклически закручиваемом вале, если материал не очень хрупкий, глубокая кольцевая трещина развивается в своей плоскости по макромеханизму продольного сдвига, поскольку все отклонения от этой плоскости приводят к резкому понижению напряжений у вершины трещины и, следовательно, к ее остановке. Малые трещины могут развиваться в разрыхленном материале полос скольжения, в котором они возникли, до заметных (порядка нескольких миллиметров) размеров, чему часто благоприятствует взаимодействие со средой. Механизмы РУТ сдвига изучены мало. При определенных условиях в области предразрушения сначала образуется множество мелких наклонных трещин отрыва (хрупкий материал) или пустот (пластичный), перемычки между которыми затем срезаются так, что плоскость излома совпадает с плоскостью максимальных касательных напряжений [26, 27].

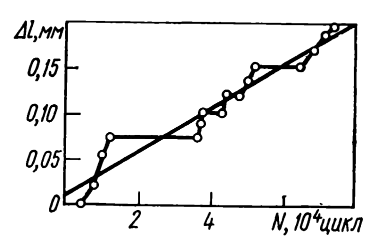
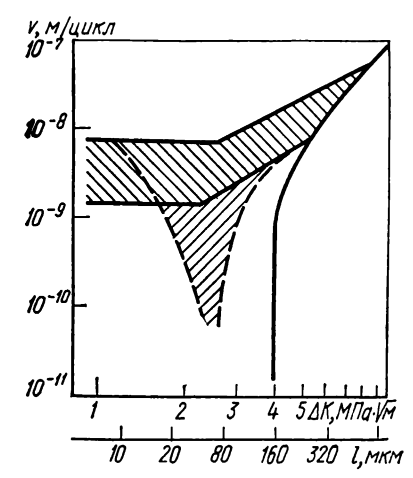



Рис. 4.5. Кривая РУТ в стали 08кп при низких размахах нагрузки (прямая соответствует РУТ со средней скоростью).

**Микрогеометрия трещины**. Неоднородность и анизотропия элементов структуры, а значит, напряжений, деформаций и протекающих в материале процессов приводят к микронеравномерностям РУТ во времени и пространстве. Трещина растет дискретно через периоды, которые могут включать от одного до многих тысяч (при низких скоростях ее роста) циклов нагружения (рис. 4.5), причем на разных участках фронта она продвигается несинхронно, на разную величину и в разных направлениях. Это вместе с неоднородной пластической деформацией и вытяжкой при разрыве приводит к неровностям и шероховатости излома, извилистости фронта трещины и ее микроветвлению. В результате траектория трещины отклоняется от главных площадок и удлиняется. (Оценка методом количественной стереофрактографии действительной площади, т. е. с учетом бороздчатого микрорельефа, излома образца из стали 08кп показала, что она в 30—40 раз больше площади поперечного сечения [28].) Вершина трещины во время растягивающей части цикла вследствие пластических деформаций и разрыхления материала затупляется, что усиливает релаксацию напряжений. Поэтому при испытаниях скорость РУТ определяют как величину, осредненную в некотором промежутке времени, во много раз большем периодов между продвижениями трещины, и в диапазоне длин, значительно больших единичных приростов и размеров, характеризующих структурную неоднородность материала. Влияние микроотклонений от идеальной формы трещины обычно быстро затухает в ПЗ, а вклад их в ЦТ материала, по-видимому, невелик, если только они не становятся слишком большими (например, вследствие коррозии материала у вершины трещины). Исключение, однако, составляют короткие трещины, а также явления, связанные с ЗТ.

**Короткие трещины**. Переход от стадии зарождения трещины к стадии ее роста — это переход от повреждений (включая образование микротрещин), рассеянных по всему напряженному объему материала, к разрушению, сосредоточенному у фронта магистральной трещины. Этому переходу соответствует стадия коротких трещин *, максимальный размер которых вначале ненамного больше характерного размера микроструктуры, а в конце составляет 0,2—2,0 мм. На протяжении этой стадии, выделенной впервые П. Форсайтом и названной им I этапом роста трещины [4], совершается нестационарный процесс становления макротрещины— доминантного дефекта на фоне присущих материалу микронесовершенств — с характерной структурой в окрестности фронта (см. п. 4.1). Отсюда понятно, почему закономерности развития коротких трещин существенно отличаются от присущих длинным (эффект коротких трещин), а формально построенные



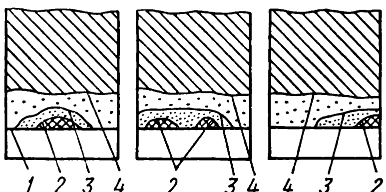




Рис. 4.6. КДУР алюминиевого сплава типа В95 для длинных трещин (*1*) и коротких поверхностных трещин (заштрихованная область) со средней длиной $2l$ (область, ограниченная штриховой линией, соответствует замедлению и остановке коротких трещин) [29].

Рис. 4.7. Типичная форма коротких усталостных трещин у края отверстия в пластинке:

*1* — контур отверстия; *2, 3, 4* — последовательные положения фронта трещины.

для них КДУР лежат в большинстве случаев выше (хотя бывает и противоположное) обычных, причем они развиваются и при низких значениях КИН, при которых большие трещины не растут (рис. 4.6). В связи с этим переходную стадию относили к зарождению трещины, и только в последние годы она стала объектом самостоятельного изучения. Этому способствовал значительный практический интерес, возникший тогда, когда методы неразрушающего контроля позволили обнаруживать малые трещины и когда оказалось, что оценка ресурса конструкций, предназначенных для длительной эксплуатации (в этом случае вклад стадии коротких трещин в долговечность велик), на основе данных о росте длинных трещин существенно завышена. Специфика поведения коротких трещин — следствие многих

* Распространенный в литературе термин «короткая трещина» весьма неудачен, так как речь идет о малых по площади и длине фронта трещинах. Этот термин, ассоциирующий с длиной сквозной трещины в пластине, непригоден для трещин другой конфигурации, характеризуемой двумя и больше размерами (например, поверхностных), причем короткая трещина в толстой пластине не всегда относится к категории малых.

обстоятельств, которые одновременно приводят к нарушению в той или иной степени условий применимости КИН в качестве параметра разрушения.

Короткая трещина связана с очагом ее зарождения — дефектами различной природы (их можно представить как объемы повышенных напряжений и деформаций и (или) пониженной прочности), случайное расположение которых обусловливает случайность локализации, ориентации и формы трещины. Даже при наличии надреза или зон остаточных напряжений, предопределяющих область появления трещин, они возникают в двух или больше местах, в различных, хотя и близких, плоскостях, с более или менее значительной разницей во времени (рис. 4.7). Развиваясь, трещины сближаются, перемычки между ними разрушаются, оставляя в изломах рубцы и ступеньки [5], а фронт образовавшейся при этом одной трещины выпрямляется и стабилизируется. Протяженность зоны влияния очага зависит от его размера и механизма зарождения. Хрупкая трещина, которая возникла в результате скола включения и которой присуща небольшая (порядка 1 мкм) область сдвигов, довольно скоро, насколько это позволяют структурные микронеоднородности, приобретает свойства макротрещины. Достижение значительно больших (на 1—2 порядка) длин для этого требуется трещинам, возникшим и развивающимся в полосах скольжения. В этом плане особо отличаются трещины у надрезов, для которых КДУР сливаются с обычными (т. е. для длинных трещин) только после их выхода из зоны неупругих деформаций у вершины надреза и обусловленных ими постепенно релаксирующих остаточных напряжений. Затухающий рост коротких трещин у концентраторов при переменной сжимающей нагрузке — результат действия появляющихся здесь остаточных напряжений растяжения.

Поскольку длина фронта трещины и протяженность возмущенной зоны возле него не всегда достаточны для осреднения свойств материала, на росте коротких трещин сказываются в какой-то мере локальные условия: микронеоднородности структуры и флуктуации напряжений, в частности их концентрация у очага зарождения или около других дефектов, и т. п. Важную роль играет свободная поверхность, на которой или непосредственно под которой трещины, как правило, зарождаются, причем удельный вес участков их фронта, примыкающих к поверхности, значителен. В то же время состояние и свойства поверхностного слоя существенно отличаются от таковых глубинных слоев вследствие как самого наличия свободной поверхности (плоское напряженное состояние, облегченное скольжение, прямой доступ среды и т. п.), так и технологии ее создания (микрогеометрия поверхности, остаточные напряжения, структура, химический состав и т. д.). Следовательно, они обусловливают специфические микромеханизмы деформации и разрушения, в частности кристаллографическое разрушение вдоль плоскостей сдвига. Все это приводит к существенной неравномерности роста коротких трещин вплоть до вре́менных или полных (нераспространяющиеся трещины) остановок у барьеров (границы фаз, зерен, включений и т. д.), т. е. перед более прочной неблагоприятно ориентированной и (или) менее напряженной микрообластью (см. рис. 4.6). Такой, по сути, стохастический характер развития коротких трещин представлен по А. М. Фройденталю [30] на рис. 4.8 множеством возможных линий роста в пределах соответствующей им прямоугольной области.

Длина узких ПЗ у фронта короткой трещины может достигать значений одного порядка с длиной трещины и даже превосходить ее. Этот факт находит отражение в формуле, полученной [31, 32] для пластинки с внутренней трещиной на основании модели полос пластичности $r_т = l\{\sec[\pi\sigma/2(\sigma_т)] - 1\}$, если учесть, что при заданном $K \sim \sigma\sqrt{l}$ растягивающие напряжения $\sigma$ возрастают с уменьшением длины трещины $l$, стремясь к пределу текучести.

Немаловажный вклад в эффект коротких трещин вносят условия поступления среды в вершину трещины и взаимодействие ее с материалом в области предразрушения, отличающиеся от таковых для длинной трещины, а также отсутствие эльберова ЗТ или хотя бы существенно меньшее его значение. С этим тесно связано наблюдаемое при заданном максимальном КИН увеличение в несколько раз раскрытия у вершины коротких трещин

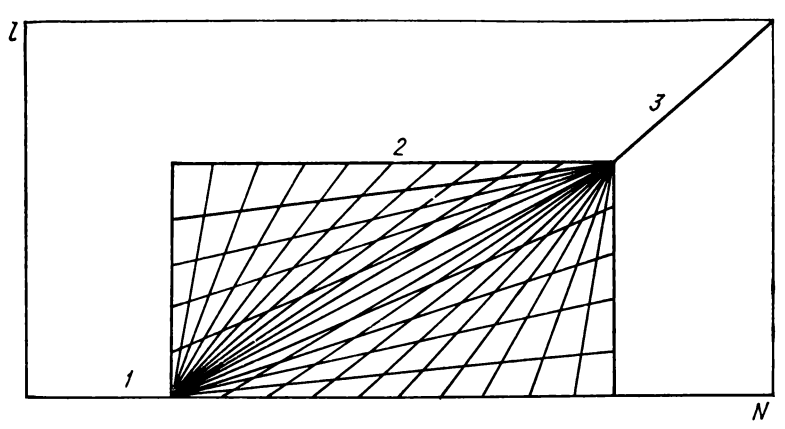



Рис. 4 8. Кривая РУТ (схема):
*1* — зарождение трещины; *2* — рост короткой трещины; *3* — рост длинной трещины.

по отношению к длинным и уменьшение усилия, соответствующего их открытию, что и подтверждается расчетами методом конечных элементов.

Если требования малости элементов структуры материала и ПЗ по сравнению с размерами трещины не выполняются (т. е. трещины являются микроструктурно и механически малыми), КИН непригоден для использования в качестве параметра разрушения. Однако оценить, к чему приводит не вполне корректное использование КИН, и указать границу его применимости — весьма трудная задача. Ведь об эффекте коротких трещин судят по различию между скоростью их роста и скоростью роста длинных при заданном размахе КИН $\Delta K$. Но такое различие может быть вполне закономерным следствием описанных выше особенностей коротких трещин, а не только обусловлено неправомерным использованием КИН. Кроме того, практически невозможно достаточно точно определить значения КИН из-за нерегулярности фронта трещины, пространственного ее расположения, не всегда перпендикулярного главным напряжениям (это делает задачу трехмерной), а в ряде случаев — из-за необходимости учитывать возмущение поля напряжений от конструктивных и структурных макроконцентраторов и других трещин, а также остаточные напряжения, явление ЗТ и т. п. Существует мнение, что при надлежащем учете всех этих факторов можно с помощью размаха КИН удовлетворительно описать рост коротких трещин, бóльших, однако, чем элементы структуры.

Из линейной механики разрушения следует, что разрушающие напряжения ($\sigma = K_{Ic}/\sqrt{\pi l}$) для тела при уменьшении длины трещины беспредельно возрастают. Это делает ее неприменимой для оценки прочности тел не только без трещин, но и при наличии микротрещин, которые, будучи со-

измеримыми с присущими материалу дефектами структуры, не влияют на его прочность, хотя могут существенно ускорить зарождение трещины. Такое положение в какой-то мере распространяется и на область коротких трещин. Поэтому при расчете КИН заложенную в материале дефектность моделируют эквивалентной трещиной размером $l_0$, который прибавляют к длине реальной трещины при расчете КИН. Длину $l_0$ можно определить, приравнивая к пороговому КИН $K_{th}$ соответствующий этой длине КИН при напряжениях, равных пределу выносливости [33]. Имеются попытки связывать скорость роста коротких трещин с размахом полных деформаций у вершин трещин, методика определения которых требует дальнейшей разработки [34]. Экспериментальных данных для оценки эффективности таких подходов пока недостаточно. Пролить свет на этот вопрос могут специальные эксперименты, позволяющие дифференцировать вклад отдельных факторов. Однако ясно уже сейчас: о принадлежности трещины к категории коротких следует судить не только по ее размеру, но и по совокупности рассмотренных выше факторов, чтобы обеспечить подобие областей предразрушения. К таким факторам относятся сравнительно малая собственная ПЗ, стабилизация скорости РУТ и формы фронта трещины, исчезновение признаков многоочаговости зарождения трещины, полная переориентировка трещины в плоскость, перпендикулярную наибольшим растягивающим напряжениям (хотя бывают случаи, когда и длинная трещина растет в косых площадках). Поэтому наиболее общим, интегрально учитывающим все это, было бы следующее определение: короткие трещины становятся длинными, если скорость их роста при заданных параметрах цикла КИН (или другой характеристики напряженно-деформированного состояния у вершины трещины) и прочих равных условиях испытания не отличается от скорости роста длинных. Такой критерий не приводит к стабильному значению размера, разграничивающего короткие и длинные трещины. Несмотря на это, на практике принято устанавливать a priori размер (чаще всего в пределах 0,5—1 мм), отделяющий малые трещины от длинных, руководствуясь при этом техническими возможностями обнаружения и измерения длины трещины. Несмотря на удобство и простоту, такой прием не способствует выяснению физики явления.

Для устранения влияния геометрического фактора часто используют методику Н. Е. Фроста [3]: вначале выводят в плоском образце от инициирующего надреза длинную боковую трещину, а затем, механически снимая поверхностные слои, устраняют надрез и уменьшают длину трещины до заданных размеров. Такая короткая трещина сохраняет регулярный фронт длинной, а также ее фрактографические признаки: регулярный фронт, прямой излом, отсутствие в нем следов развития от многих очагов — ступенек, рубцов и т. п., что обусловливает определенные отличия закономерностей ее роста от таковых для естественной трещины.

Предложена следующая методика обработки результатов испытаний [35]. Экспериментальные данные о скорости роста естественных малых трещин, вычисленной как средний прирост площади за цикл (именно площадь коротких трещин легче всего поддается измерению), полученные на партии испытанных в одинаковых условиях образцов, представляют как скорость роста некоей эквивалентной трещины с прямым фронтом, для которой вычисляют КИН и строят КДУР. На основании таких диаграмм и их статистических характеристик можно прогнозировать длительность периода роста коротких трещин.

**Закрытие трещины.** Обнаруженное и исследованное В. Эльбером [36] явление ЗТ проявляется только при переменном нагружении. Оно состоит в том, что поверхности трещины вблизи ее фронта продолжают соприкасаться на протяжении определенной доли положительной части цикла: полностью они расходятся только при некоторой растягивающей нагрузке

$P_{op}$ и снова смыкаются при близкой к ней нагрузке $P_{cl}$. Причина ЗТ — остаточное увеличение толщины ее приповерхностного слоя, который непрерывно образуется при пересечении растущей трещиной ПЗ у ее фронта. Существенную роль здесь играют возникающие во время разрушения шероховатость и неровности излома (в первую очередь боковые приповерхностные зоны утяжки), из-за которых трещина закрывается путем контакта лишь на отдельных малых участках (в точках) [37]. Возможны и другие причины [38], ведущие к заполнению трещины: 1) окисление или вообще реакция со средой приповерхностных слоев, усиливаемая повторяющимся снятием ее продуктов с контактирующих поверхностей (фреттинг-коррозия), нарастающим

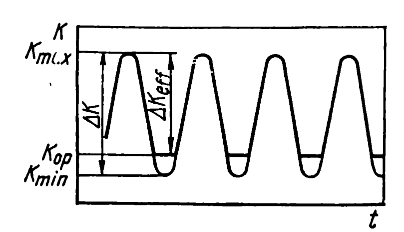



Рис. 4.9. Схема определения эффективного размаха КИН.

давлением между этими поверхностями в меру заполнения трещины и, возможно, локальными всплесками температуры; 2) активируемые деформацией фазовые превращения (в обоих случаях, если конечный объем больше исходного); 3) разбухание материала в среде, характерное для полимеров; 4) попадание в трещину посторонних веществ — осадков из растворов, вязкой среды, пыли и т. п.

ЗТ сильно влияет на кинетику ее роста при малых коэффициентах асимметрии цикла ($R \leqslant 0{,}6$), когда растягивающая нагрузка $P_{op}$ больше минимальной $P_{min}$ цикла. При низких значениях максимального КИН, когда приросты толщины приповерхностных слоев трещины соизмеримы с ее раскрытием, ЗТ — одна из основных причин резкого замедления ее роста и остановки с понижением размаха КИН. Влияние ЗТ на практике оценивается с помощью приема В. Эльбера, который предложил заменить номинальный размах КИН $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ эффективным, определяемым как разность $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ максимального КИН цикла и вычисленного по измеренной во время испытаний в момент полной потери контакта растягивающей нагрузке $P_{op}$ (рис. 4.9). Положенное в его основу кажущееся логичным предположение, что трещина не может расти, если ее берега сомкнуты, в общем не является достаточным и необходимым условием отсутствия в области предразрушения растягивающих и тем более сдвигающих напряжений, которые могут привести к ее продвижению. Методы определения момента открытия трещины (наиболее часто его находят по данным измерений перемещений точек относительно друг друга на боковой поверхности образца по обе стороны трещины вблизи ее вершины, а также по разности электрических потенциалов между этими точками) не позволяют судить ни о форме, ни о площади, ни о расположении области контакта, ни о причинах, его вызывающих, и не исключено, что у самого фронта трещина закрывается при снятии нагрузки значительно позже [39].

Теоретические исследования обусловленного пластической деформацией ЗТ в пластинах проведены методом конечных элементов и, более полно, на основании модели полос пластичности [40, 41]. Несмотря на приближенность многих исходных предположений этой модели, особенно при плоской деформации, расчеты подтвердили наличие ЗТ и отразили ряд экспериментально наблюдаемых эффектов, в частности следующих. Нагрузка ЗТ $P_{cl}$ несколько меньше нагрузки открытия $P_{op}$. Оба эти параметра возрастают с увеличением максимального КИН $K_{max}$, а также длины трещины,

причем во втором случае рост происходит с убывающей интенсивностью и быстро достигает насыщения. Кроме того, ЗТ ведет к уменьшению размаха деформаций в ПЗ впереди трещины, моделируемых раскрытием в вершине трещины, а зависимость этого размаха от эффективного размаха КИН близка к линейной. Данный результат имеет принципиальное значение, так как, во-первых, показывает, что ЗТ влияет на РУТ через ПЗ, которая управляет разрушением, а во-вторых, обосновывает возможность применения эффективного размаха КИН как параметра разрушения и сам способ его вычисления.

Пригодность эффективного размаха КИН в качестве параметра разрушения подтверждена активным экспериментом на образцах из алюминиевого сплава В95АТ1 [42]. Усилие открытия изменяли планомерно и в широком диапазоне путем вкладывания в трещину пластинок разной толщины, сохраняя при этом постоянство всех других параметров испытания. Результаты сопоставляли с данными обычных пассивных испытаний, когда усилие открытия трещины устанавливается самопроизвольно и управлению не поддается. В итоге обнаружена сильная корреляционная связь между скоростью РУТ и эффективным размахом КИН, по крайней мере в пределах среднего участка КДУР. Эта связь не зависит или мало зависит от того, каким фактором вызвано ЗТ — естественным (пластичность, шероховатость излома и т. п.) или искусственным (вкладка) — и как было достигнуто данное значение эффективного размаха КИН — изменением максимального КИН или КИН, соответствующим открытию $K_{op}$.

## 4.5. Влияние среды на скорость роста трещины

Усталостное разрушение — следствие одновременного действия переменной нагрузки и среды, присутствующей при этом. Даже в такой как будто бы нейтральной среде, как воздух, резко (на порядок и более) ускоряется РУТ по сравнению с вакуумом, особенно в диапазоне низких значений нагрузки, а обычные климатические колебания (40—95 %) относительной влажности воздуха могут привести примерно к двукратному изменению скорости РУТ [43] (рис. 4.10). Среда обычно многократно усиливает действие переменной нагрузки, хотя имеются случаи благоприятного ее влияния. Так, растворяя материал вдоль фронта трещины, она приводит к затуплению последней, а следовательно, к релаксации напряжений; продукты коррозии, заполняя трещину, уменьшают ее раскрытие и, следовательно, скорость РУТ. Таким образом, в зависимости от природы системы материал — среда и условий опыта среда может в различной степени влиять на ЦТ материала. Пока это влияние столь слабое, что скорость РУТ изменяется в пределах ее естественного рассеяния, силовые факторы доминируют и практически однозначно определяют кинетику разрушения, а среда вносит лишь некоторые возмущения. Это происходит обычно в средах, взаимодействие материала с которыми сводится лишь к их адсорбции. Однако по мере увеличения активности среды разрушение будет все больше контролироваться параметрами процессов взаимодействия ее с материалом ПЗ, которые учитываются косвенно механическими параметрами разрушения (КИН или другими) лишь в той степени, в какой между ними существует корреляционная связь, как правило, сложная и неоднозначная, так как обусловлена многими, часто противоборствующими, факторами.

Влияние среды на скорость РУТ реализуется через ее взаимодействие с предельно деформированным и поврежденным материалом в области предразрушения. Такое взаимодействие существенно отличается от взаимодействия с поверхностными слоями неповрежденного материала в связи с различными физико-механическими состояниями и другой электрохимической ситуацией, обусловленной формой трещины — остроконечной щели. Такая

щель характеризуется иными условиями поступления и обновления среды способностью материала образовывать прочную и стабильную пассивирующую пленку и т. д. Независимо от природы взаимодействия материала ПЗ со средой ему предшествует доставка все новых порций ее в вершину трещины и адсорбция на ювенильных только что образовавшихся поверхностях. После этого начинаются различные процессы, приводящие к растворению материала, его наводороживанию, образованию новых соединений как на самой поверхности, так и в глубине после диффузии среды внутрь ПЗ. Эти процессы вносят свой вклад в формирование области предразрушения (адсорбция сама по себе также влияет на разрушение вследствие ослабления межатомных связей — эффект Ребиндера) путем охрупчивания или пластифицирования материала, изменения микромеханизмов разрушения (например, для коррозионных сред характерен переход от внутри- к межзеренному РУТ) и микрогеометрии трещины (разъедание вершины трещины, ее ветвление и заполнение оксидами и т. д.), что в конечном итоге приводит к ускорению, реже — замедлению РУТ.

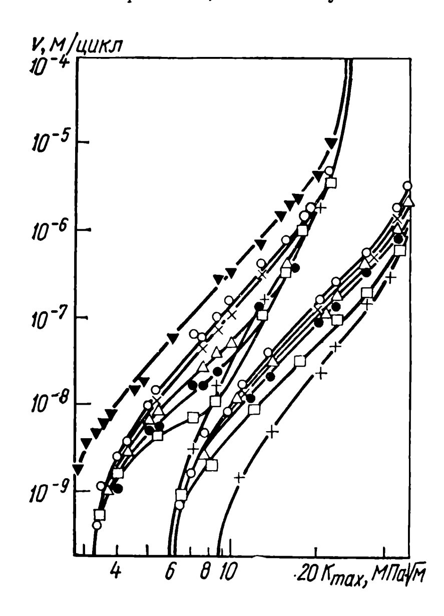



Рис. 4.10. КДУР алюминиевого сплава В95АТ1 (слева) и отпущенной при 633 К стали 65Г (справа) в дистиллированной воде (▼), вакууме (+) и воздухе при относительной влажности 92 % (○), 60 (×), 40 (△), 20 (●) и не более 0,1 % (□).

Отдельные рассмотренные процессы протекают с различными, в общем сильно отличающимися скоростями, зависящими также от конкретных условий: состава, параметров (температура, давление, скорость движения) и состояния (ионы водорода активней его молекул, деформированный материал активней исходного, ювенильная поверхность активней загрязненной, разрыхленность материала сильно облегчает диффузию в нем и т. д.) среды и материала в окрестности фронта трещины, скорости РУТ и т. д. В целом процесс будет контролироваться скоростью наиболее медленной его составляющей, а реализоваться могут лишь те, которые совершаются не медленнее, чем РУТ. Не исключено одновременное воздействие среды по разным механизмам, причем они будут меняться с изменением скорости РУТ. В этом заключается так называемый временной эффект [24]. В связи с его универсальностью и исключительно важной ролью в анализе влияния среды на РУТ остановимся на нем подробнее [44].

Наиболее просты предельные случаи, когда скорость взаимодействия либо значительно больше скорости РУТ, либо значительно меньше ее. В первом случае процессы успевают совершиться или достигнуть насыщения, в связи с чем скорость РУТ малочувствительна к условиям прове-

дения опыта. Во втором — вызванные средой изменения в области предразрушения не успеют произойти и среда не повлияет на кинетику разрушения. Так объясняется общая закономерность затухания влияния среды при повышении скорости РУТ во времени в результате увеличения частоты циклов или нагрузки. Подобным образом интерпретируется нечувствительность скорости РУТ к понижению давления воздуха, когда оно остается выше первого или ниже второго критических значений, тем меньших, чем меньше эта скорость [45]. В первом случае благодаря избытку среды взаимодействие всегда реализуется, а во втором — из-за ее недостатка не успевает произойти.

Если же скорость процессов взаимодействия среды с материалом соизмерима со скоростью РУТ, то они протекают лишь до определенной стадии. Скорости отдельных процессов (например, адсорбции и растворения) существенно отличаются между собой и это отличие может усугубиться в связи со сложившимися обстоятельствами у вершины трещины. Следовательно, одни реакции пройдут более или менее полно, а другие вообще не начнутся. В этом заложена потенциальная зависимость скорости РУТ от всей истории проведения опыта. Например, пусть взаимодействие в данной системе материал — среда может привести к двум состояниям $A$ и $B$ области предразрушения, причем первое достигается быстрее второго. Здесь неважно, являются ли состояния $A$ и $B$ результатом двух последовательных стадий одного процесса или переход от состояния $A$ к $B$ обусловлен включением нового процесса. Поставим два опыта в условиях, когда КИН возрастает с длиной трещины. Первый из них начнем при низком значении максимального КИН $K_{max} = K_1$ и малой скорости РУТ, достаточной для достижения обоих состояний, а второй — при большом максимальном КИН $K_{max} = K_2$ и скорости, промежуточной между скоростями становления состояний $A$ и $B$. Очевидно, скорости РУТ при некотором фиксированном максимальном КИН $K_{max} = K_3$, большем обоих начальных значений, могут оказаться разными в двух опытах, так как во втором, в отличие от первого, не наступило состояние $B$. Предположим, что состояние $A$ — адсорбция среды, а $B$ — микроветвление трещины, тормозящее ее рост. В первом опыте микроветвление произошло, и после достижения $K_2$ скорость РУТ будет меньше, ибо здесь трещина разветвлена в отличие от острой во втором опыте. При этом в первом опыте в связи с низкой скоростью РУТ это ветвление может продолжаться и дальше. Таким образом, только когда начальные и текущие условия опыта идентичны, т. е. если механические параметры и параметры, определяющие взаимодействие среды с материалом в окрестности фронта трещин, поддерживаются постоянными или изменяются одинаково, можно ожидать однозначности скорости РУТ при данном $K_{max}(\Delta K)$ и в результате инвариантности КДУР. Следовательно, для описания РУТ в коррозионных средах необходимо ввести помимо КИН новые контролируемые параметры. Такими параметрами для системы металл — водный раствор могут быть водородный показатель и электродный потенциал в вершине трещины, поддержание которых постоянными в значительной степени стабилизирует скорость РУТ [46].

## 4.6. Кинетические диаграммы усталостного разрушения и факторы, влияющие на них

КДУР строятся на основании данных испытаний, проведенных, как правило, при сохранении подобия циклов, т. е. при неизменных их форме (обычно синусоидальной) и коэффициенте асимметрии, а также постоянства всех других условий. По оси абсцисс КДУР откладывают размах КИН

$\Delta K$ или наибольшее его значение $K_{max}$, причем последнее всегда при знакопеременном цикле нагрузки. Оба способа имеют определенные преимущества и недостатки, однако первый получил большее распространение. Поскольку коэффициент асимметрии цикла постоянен, то величины $\Delta K$ и $K_{max}$ взаимно пропорциональны $\Delta K = (1 - R) K_{max}$ и КДУР на базе $\Delta K$ и $K_{max}$ эквивалентны, отличаясь только масштабом по оси абсцисс, а при использовании логарифмической шкалы смещены друг относительно друга на $\lg (1 - R)$ вдоль нее. Полная КДУР (рис. 4.11) в логарифмической шкале по обеим осям представляет собой монотонно возрастающую S-образную кривую, ограниченную вертикальными асимптотами. Последние соответствуют пороговому КИН $K_{th}$ или его размаху $\Delta K_{th}$, если по оси абсцисс откладывается размах КИН $\Delta K$ (его называют также порогом усталости), ниже которого трещина не растет, и критическому его значению $K_{fc}$ (называемому также циклической вязкостью разрушения), при достижении которого наступает долом

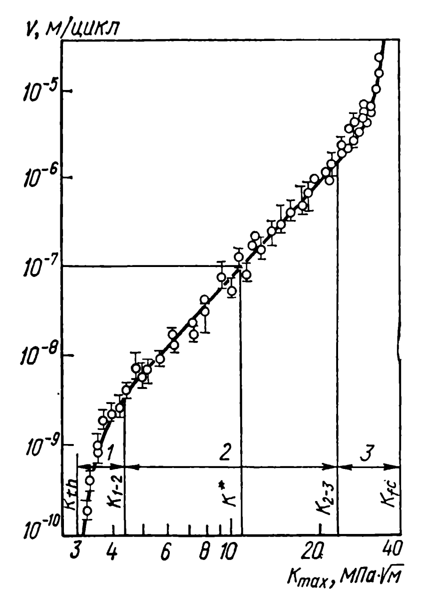



Рис. 4.11. КДУР магниевого сплава МА18 (вертикальная черточка указывает разброс значений скоростей РУТ при заданном максимальном КИН цикла) [47].

образца. Экспериментальные точки полной КДУР охватывают диапазон изменения скорости РУТ не менее чем на пять порядков, обычно начиная примерно от $10^{-10}$ м/цикл и кончая примерно $10^{-5}$ м/цикл. Этому соответствует увеличение максимального КИН цикла в 4—50 раз.

КДУР состоит из трех участков: двух крайних криволинейных низких $K_{th} < K < K_{1-2}$ и высоких $K_{2-3} < K < K_{fc}$ скоростей РУТ и среднего (пэрисовского), хорошо аппроксимируемого прямой *. Если коэффициент асимметрии цикла небольшой ($R \leqslant 0{,}2$), средний участок обычно начинается при скорости, близкой $10^{-8}$ м/цикл, а кончается при $10^{-6}$ м/цикл. Однако для хрупких материалов наблюдается тенденция к понижению верхней границы, а для пластичных — к ее повышению до $10^{-5}$ м/цикл и более.

Деление КДУР на участки обосновано физически. Отдельным участкам примерно соответствуют характерные для них механизмы разрушения, отражающиеся в микрорельефе изломов [48—51]. Это обусловливает специфическую для различных участков реакцию на воздействие разных механических, металлургических и физико-химических факторов, которые, в

* В литературе I участок КДУР называют также низкоамплитудным и припороговым, а II и III — средне- и высокоамплитудным соответственно.

свою очередь, могут привести к изменениям доминирующего микромеханизма разрушения или хотя бы к изменениям вклада конкурирующих микромеханизмов Так, в хладноломких сплавах понижение температуры до значения ниже критического резко повышает скорость разрушения в результате перехода от доминирующего бороздчатого вязкого механизма развития грещины к преобладающему транскристаллитному сколу [49]. Микромеханизмы РУТ существенно отличаются по энергетическим затратам на их реализацию. Смена вязких высокоэнергоемких механизмов, характери-

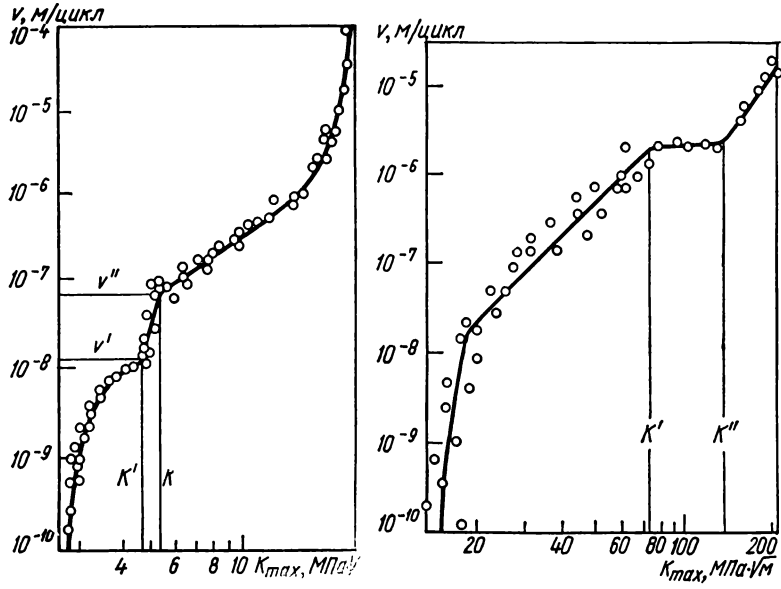



Рис. 4.12. КДУР сплава МА2-1 [52].

Рис. 4.13. КДУР, снятая на компактных образцах на внецентренное растяжение толщиной 150 мм из стали 15Х2НМФА [53].

зуемых, например, бороздчатым или ямочным микрорельефом излома, на хрупкие — низкоэнергоемкий скол, разрушение по ослабленным (в частности, средой) границам зерен, или даже появление таких участков в изломе приводит к резкому (на порядок и более) ускорению РУТ.

Многие КДУР симметричны относительно средней точки с абсциссой $K_{max} = \sqrt{K_{th} K_{fc}}$ — факт, не имеющий, казалось бы, физических основа ний. Отклонения от симметрии проявляются главным образом в различной крутизне первого и третьего участков, причем для материалов с вязкими механизмами продвижения трещины третий участок более пологий. Однако КДУР многих материалов при определенных условиях испытания более существенно отклоняются от типичной S-образной кривой. Основные группы таких аномалий следующие.

1. КДУР с локальными аномалиями. Такой является КДУР, представленная на рис. 4.12, в конце первого участка которой в небольшом диапазоне максимального КИН ($K' < K_{max} < K''$) скорость РУТ резко увеличивается от $v'$ до $v''$. Такой скачок закономерен для структур с чередующимися

слоями зерен, сильно отличающихся по размерам. На КДУР могут также образоваться горизонтальные участки, в пределах которых скорость РУТ нечувствительна к увеличению размаха КИН (рис. 4.13).

2. Большой класс составляют КДУР, полученные при испытаниях в коррозионных средах, воздействие которых весьма разнообразно. В подавляющем большинстве случаев влияние среды проявляется в образовании типичного «горба» на КДУР (рис. 4.14). Такой «горб» характерен для сталей в водороде, воде и 3 %-ном водном растворе NaCl. В то же время на КДУР

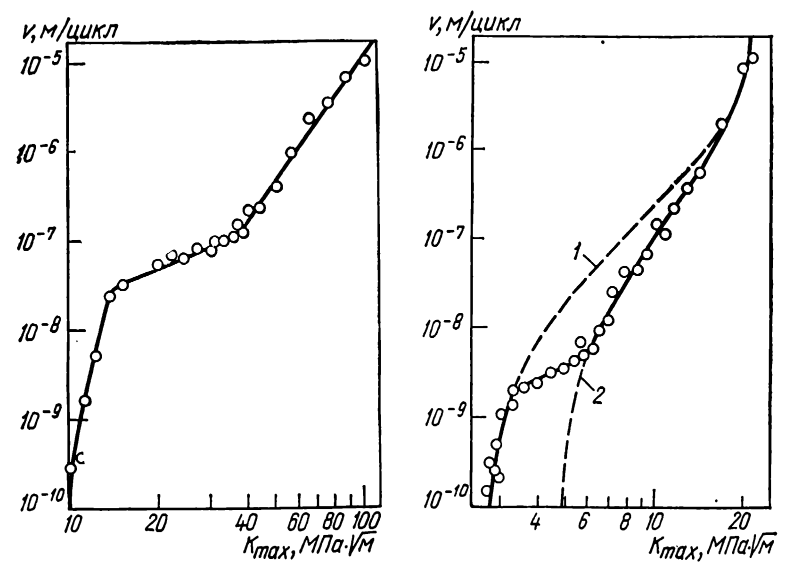



Рис. 4.14. КДУР стали 45 в синтетической шахтной воде (3 %-ный раствор NaCl и 0,35 моль/л $H_2SO_4$) [54].

Рис. 4.15. КДУР магниевого сплава МА8 в сухом воздухе (О):
*1, 2* — КДУР, полученные во влажном воздухе и вакууме соответственно [55].

многих сплавов, снятых в осушенном воздухе, обнаружена впадина (рис. 4.15).

3. КДУР, на которых третий участок (загиб вверх) не появляется по крайней мере до скорости $10^{-5}$ м/цикл. При этом экспериментальные точки с формально рассчитанной абсциссой $K_{max}$ могут совпадать с продолжением прямой среднего участка (рис. 4.16) и даже отклоняться от нее вправо. Эти случаи характерны для пластичных материалов. Есть КДУР, на которых при скоростях РУТ $10^{-10}$ м/цикл и ниже нет характерного загиба вниз, означающего начало первого участка (см. п. 4.10).

4. Обрывы КДУР, поскольку ее не удается построить в определенных диапазонах. При испытании полимерных материалов, а также металлов в коррозионных средах на первом участке КДУР РУТ самопроизвольно замедляется до полной остановки, что связано с затуплением трещины вследствие растворения материала, ее заполнением продуктами коррозии и образованием микроветвлений. Бывают случаи, когда при определенном размахе КИН $\Delta K$, соответствующем второму, а то и первому участку КДУР, наступает долом, точнее, скорость РУТ почти мгновенно достигает высоких

значений и зафиксировать дальнейшее продвижение трещины обычными средствами невозможно. Это характерно для испытаний с высокими коэффициентами асимметрии цикла (рис. 4.17). Аналогичное резкое ускорение может быть обусловлено изменением микромеханизмов разрушения, например наступлением массового двойникования (рис. 4.18). Иногда провести испытания при высоких скоростях невозможно из-за больших пластических деформаций образца.

5. Излом КДУР на втором (среднем ) участке, который разделяет этот участок на два интервала. Такие КДУР аппроксимируют параболой с выпуклостью, обращенной вверх, или чаще — двумя отрезками прямой (см. рис. 4.16). Координаты излома КДУР связывают с размерами элементов субструктуры материала и моментом достижения равенства шага бороздок (микроскорости) и скорости РУТ [51, 56, 59], изменением микромеханизмов и характера разрушения, переходом к косому излому, а также другими фрактографическими особенностями [7].

Инвариантность КДУР обусловлена в первую очередь применимостью КИН в качестве параметра разрушения. В связи с тем, что многие факторы, влияющие на события у фронта трещины, не учитываются посредством КИН и часто вообще не поддаются учету, строго говоря, в каждом конкретном случае требуется экспериментальное подтверждение такой применимости. Однако о пригодности КИН для определения с разумной точностью скорости РУТ свидетельствуют наблюдаемая во всех обычных испытаниях высокая сила связи между ними, а также специальные опыты, показавшие, что скорости РУТ почти (т. е. в пределах естественного рассеяния) одинаковы в различных образцах, если одинаковы значения размаха $\Delta K$ и максимального $K_{max}$ КИН, и постоянны, если они постоянны [44]. Исключение составляют только случаи, в которых от образца к образцу явно изменяются условия у фронта трещины (например, происходит ЗТ) и применимость КИН нарушается (относительно большие ПЗ, ветвление трещины и т. д.). Тем не менее в литературе накопились достоверные сведения о заметной изменчивости скорости РУТ при фиксированных значениях максимального КИН $K_{max}$ или размаха КИН $\Delta K$.

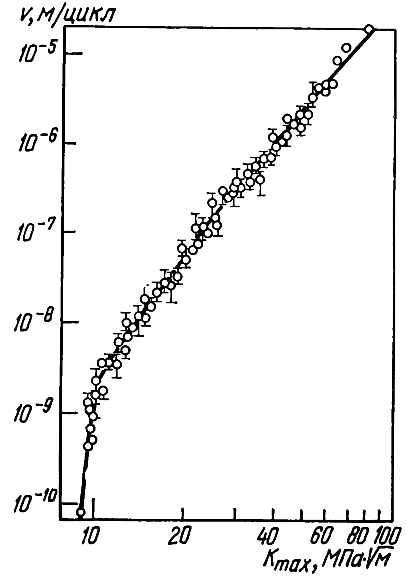



Рис. 4.16. КДУР титанового сплава ВТЗ-1 (вертикальная черточка указывает разброс значений скорости РУТ при заданном максимальном КИН цикла) [56].

**Размер и форма образцов.** Сведения о влиянии геометрии образцов на скорость РУТ противоречивы и трудно поддаются интерпретации, так как изменению геометрии сопутствуют (даже при сохранении геометрического подобия) неучитываемые изменения структуры (например, уменьшение толщины образцов связано с большей технологической деформацией заготовки,

или со снятием поверхностных слоев), остаточных напряжений, кривизны фронта трещины и ее длины, условий взаимодействия со средой и т. п. В общем механизмы влияния геометрии образца не совсем ясны. Если исключить различия в точности определения КИН и реализации расчетной схемы в различных образцах, то одной из основных причин изменений скорости РУТ, несомненно, будут отличия ПЗ, обусловленные разными регулярной частью напряжений и степенью стеснения деформации. Следова-

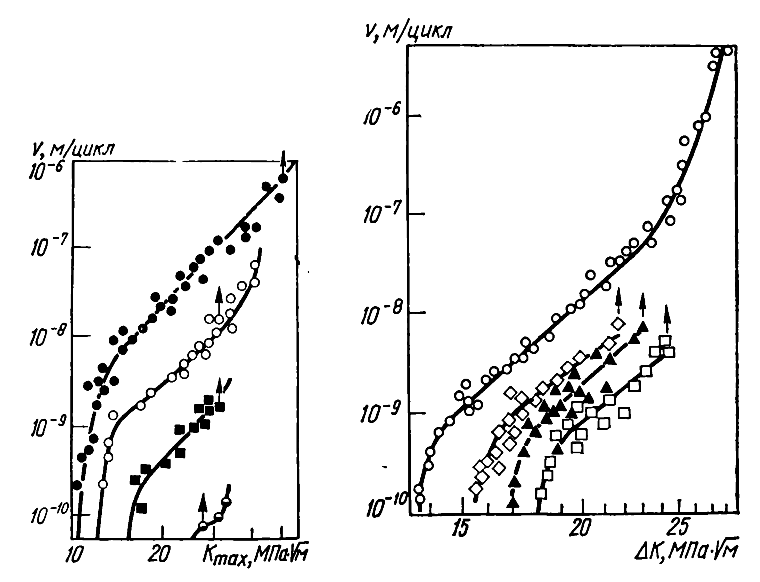



Рис. 4.17. КДУР стали 15Х2МФА в высокопрочном состоянии ($\sigma_в$ = =1160 МПа, $\sigma_{0,2}$=1100 МПа, относительные удлинение и сужение соответственно равны 16 и 67 %) при различных коэффициентах асимметрии цикла:

● — $R$=0,1; ○ — $R$=0,6; ■ — $R$=0,85; ◒ — $R$=0,89 (стрелками показано начало скачкообразного РУТ) [57].

Рис. 4.18. КДУР образцов прямоугольного сечения на консольный изгиб толщиной 15 мм из стали 15Х25Т в неохрупченном состоянии (○) и после выдержки при температуре 753 К в течение 1, 12 и 100 ч (соответственно ◇, ▲, □),(стрелками показан переход к быстрому спонтанному разрушению) [58].

тельно, эффекты, связанные с формой и размерами образца будут особенно проявляться тогда, когда нарушаются условия малости ПЗ, хотя в какой-то мере они наблюдаются и при хрупком разрушении. В отдельных случаях скорость РУТ уменьшается с увеличением номинальных напряжений в плоскости трещины, а также их градиентов (например, в образцах на изгиб и внецентренное растяжение по сравнению с равномерно растягиваемой пластинкой).

Говоря о влиянии размеров, подразумевают обычно только влияние толщины (диаметра) образцов, которое сказывается главным образом при низких и высоких скоростях РУТ. В первом случае это связано в основном с ЗТ. С увеличением толщины скорость РУТ возрастает (пороговый размах

КИН падает), так как уменьшается ПЗ и вклад в ЗТ приповерхностных слоев, но, начиная с определенных толщин, может и падать, если создаются условия для образования оксидов и заполнения ими трещины [60]. При высоких скоростях РУТ естественно ожидать ускорения последнего с ростом толщины образца, обусловленного стеснением пластической деформации в связи с переходом к плоской деформации, хотя есть случаи и замедления [53]. Очевидно, зависимость критического КИН $K_{fc}$ от толщины образца более сложная, чем предполагают, и подавление пластичности до определенной степени благоприятно сказывается на ЦТ материала. При увеличении ширины плоских образцов обычно критический КИН возрастает, а скорости РУТ при заданных значениях максимального КИН на III участке КДУР падают. Здесь, по-видимому, определенную роль, как и в статическом случае, будет играть запасенная в системе машина — образец потенциальная энергия. Через зависимость рассчитанного по окончательному долому значения критического КИН $K_{fc}$ от ширины образца будет себя проявлять также наблюдаемый при определенных условиях в хрупких материалах постепенный долом образца путем чередования все более длинных скачков трещины со стабильным ее ростом (см. п. 4.10).

**Асимметрия цикла.** Из параметров цикла нагрузки помимо размаха или максимального ее значения наиболее важным является асимметрия цикла, характеризуемая средним значением (статической составляющей) нагрузки или коэффициентом асимметрии цикла — отношением наименьшего к наибольшему ее значению. Хотя роль асимметрии нашла свое выражение уже в исходном уравнении (4.3), долгое время на основании исследований в пределах участка средних скоростей РУТ полагали, что ее влияние на зависимость скорости от размаха КИН невелико. В этих исследованиях обнаружено, что КДУР в координатах $v - \Delta K$, построенные при постоянном значении средней нагрузки, отличаются значительно большей вариацией скоростей РУТ от КДУР при стабильном коэффициенте асимметрии (т. е. при условии подобия циклов), поэтому в настоящее время асимметрию цикла характеризуют, как правило, им. Поскольку влияние «отрицательной» части цикла (т. е. сжимающих напряжений), когда трещина остается закрытой, на скорость РУТ в большинстве случаев, несравненно меньше «положительной», при построении КДУР в случае знакопеременного цикла ($R < 0$) пренебрегают сжимающими напряжениями, полагая $K_{min} = 0$ и $\Delta K = K_{max}$. Так как коэффициент асимметрии связывает размах и наибольшее значение КИН цикла уравнением $\Delta K = (1 - R) K_{max}$, то влияние асимметрии цикла на КДУР существенно зависит от того, какая из этих величин отложена по оси абсцисс (рис. 4.19).

При положительных коэффициентах асимметрии не выше 0,6—0,7 (в зависимости от материала и условий испытания) наблюдается следующая картина. КДУР на базе размаха КИН ($v - \Delta K$), снятые при различных асимметриях, расходятся на первом и особенно на третьем участках, но близки на среднем, если только при этом изменения коэффициента асимметрии цикла не приводят к изменениям в микромеханизмах разрушения или условиях воздействия сред. При этом, чем больше при данном размахе асимметрия, тем больше значение максимального КИН, размер ПЗ (при постоянной циклической ПЗ) и скорость РУТ. В то же время КДУР на базе максимального КИН ($v - K_{max}$) обычно значительно ближе друг к другу на первом участке, расходятся на втором, но сходятся на третьем, поскольку критический КИН $K_{fc}$ мало зависит от коэффициента асимметрии $R$. В общем скорость РУТ при заданном максимальном КИН уменьшается вместе с размахом КИН и размером циклической ПЗ, когда асимметрия цикла растет. Влияние асимметрии на первом и частично втором участках КДУР в основном опосредствовано ЗТ, его учет при помощи эффективного

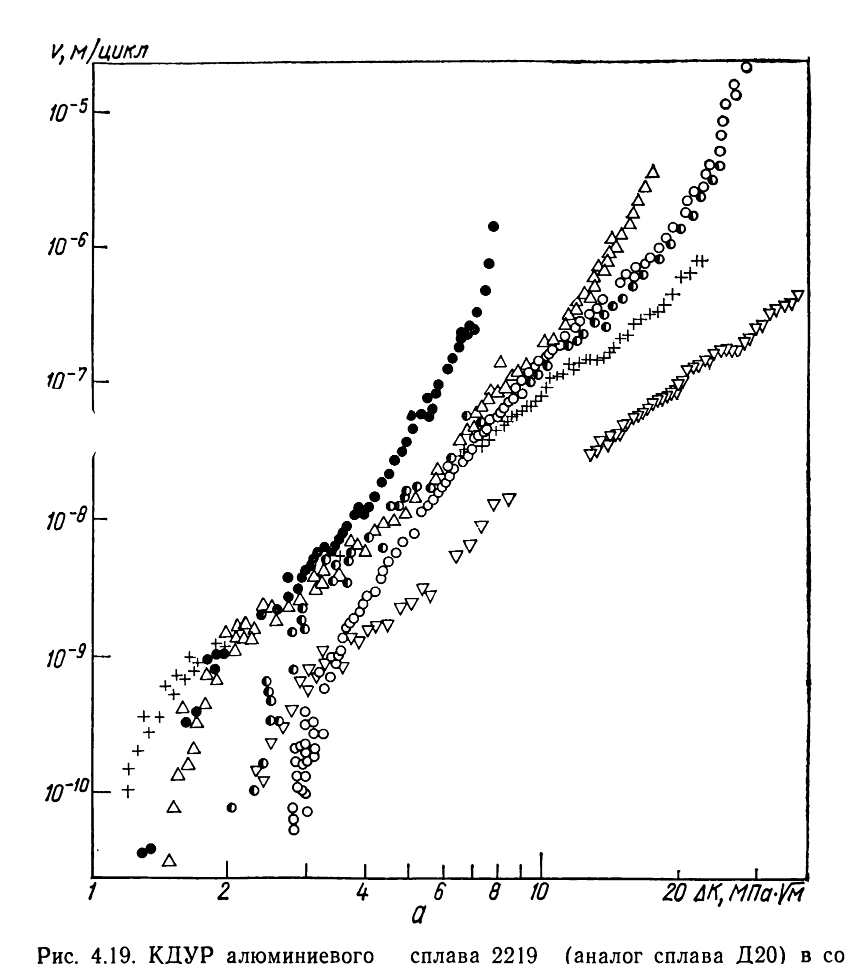
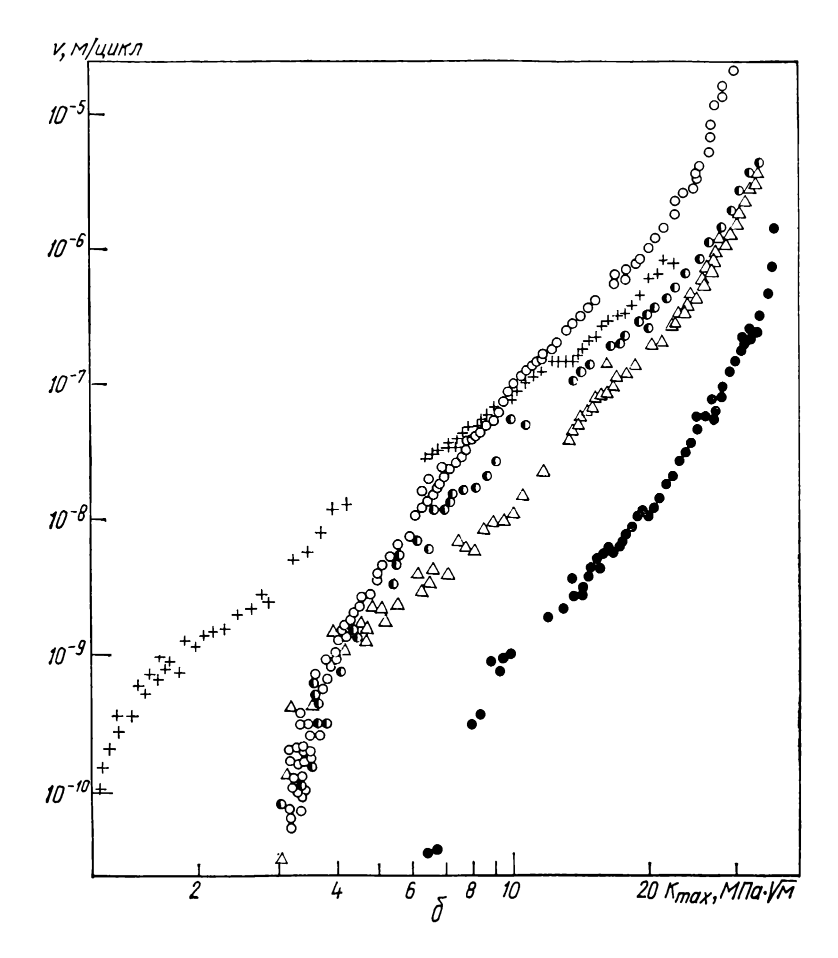



Рис. 4.19. КДУР алюминиевого сплава 2219 (аналог сплава Д20) в со рение и снятие остаточных напряжений правкой растяжением), построен го (*б*) КИН при различных коэффициентах асимметрии цикла:
○ — $R$=0,1; ◐ — $R$=0,3; △ — $R$=0,5; ● — $R$=0,8 + — $R$= —1, если $\Delta K = K_{max}$; ▽—

размаха КИН $\Delta K_{eff}$ позволяет свести скорости РУТ, полученные при разных коэффициентах асимметрии $R$, в одну полосу рассеяния. Поскольку в первом приближении КИН, соответствующий открытию трещины, пропорционален максимальному значению $K_{max}$, которое контролирует размер ПЗ у вершины трещины, становится понятным, почему первые участки КДУР на базе максимального КИН $K_{max}$ малочувствительны к асимметрии цикла. Ведь тогда $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = K_{max}(1 - \alpha)$, где $K_{op}$ — КИН, соответствующий открытию трещины; $\alpha$ — коэффициент пропорциональности. Отсюда следует, что и пороговый КИН $K_{th}$, выраженный через




стоянии T851 (закалка, холодное деформирование, искусственное ста-
ные по литературным данным [61] на базе размаха (*а*) и максимально-

$R=-1$, если $\Delta K = K_{max} - K_{min} = 2K_{max}$.

максимальный КИН $K_{max}$, более стабилен, чем выраженный через пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$, что находит свое отображение в формулах [19]

$$(\Delta K_{th}) = (1-R)^{\gamma} (\Delta K_{th})_0 \text{ и } (K_{th})_R = (1-R)^{\gamma-1} K_{th0}, \qquad (4.5)$$

где $0 \leqslant R \leqslant 0{,}6$, а $\gamma$ обычно близок к 1 и во всяком случае больше 0,5. Исключение составляют единичные сведения об испытаниях в вакууме [62], где пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ остается постоянным при изменении асимметрии цикла — результат, требующий подробного анализа. С ЗТ связано до определенной степени также влияние отрицательной части цикла, во

время которого выступы на поверхностях трещины сминаются, в результате чего усилия открытия уменьшаются и, следовательно, эффективный размах КИН и скорость РУТ увеличиваются, а пороговый КИН $K_{th}$ уменьшается. В определенных случаях такое уменьшение может быть значительным (см. рис. 4.19).

При больших асимметриях цикла ($R > 0{,}6$—$0{,}7$) картина резко изменяется (см. рис. 4.17, 4.19). Микромеханизмы разрушения становятся все более близкими к микромеханизмам, характерным для статического разрушения. Поскольку трещина остается все время открытой, пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ и припороговые скорости РУТ при заданном значении размаха КИН $\Delta K$ становятся в значительной степени независимыми от асимметрии, в то время как пороговый КИН $K_{th}$ возрастает, стремясь к критическому $K_{fc}$ по мере приближения коэффициента асимметрии к единице. При очень малой переменной составляющей нагрузки по сравнению с постоянной ($R \gtrsim 0{,}9$) циклическая вязкость разрушения $K_{fc}$ начинает быстро приближаться к статической $K_c$. КДУР становятся более крутыми (см. рис. 4.19), а при больших асимметриях ($R > 0{,}8$—$0{,}9$) внезапно обрываются, так как РУТ при достижении некоторой критической скорости (тем меньшей, чем выше коэффициент асимметрии $R$) резко ускоряется (см. рис. 4.17). Таким образом, влияние асимметрии цикла на кинетику РУТ осуществляется как через прямое ее воздействие на ПЗ и область предразрушения у фронта трещины, так и посредством изменения геометрии ее вершины (затупления), ЗТ, взаимодействия со средой (например, условий поступления среды) и т. д.

Базовые КДУР, предназначенные для получения исходных сведений о ЦТ материала, строят, как правило, при некотором относительно малом значении КИН цикла растяжения ($K_{min} \ll K_{max}$, $R = 0{,}05 \div 0{,}2$), что обусловлено следующими причинами. Осуществление знакопеременного цикла наталкивается на значительные трудности, связанные с ударными нагрузками, возникающими вследствие выбора зазоров в сочленениях испытательной машины и приспособлений для крепления образцов при изменении направления нагрузки и с опасностью потери устойчивости образца. Испытания с большими асимметриями цикла ($R \gtrsim 0{,}5$) приводят к понижению критической скорости РУТ и, следовательно, к сокращению КДУР (см. выше) и увеличению их крутизны. Встречающееся в литературе высказывание о том, что при высоких асимметриях цикла в связи с исчезновением эффекта ЗТ можно получить менее изменчивые КДУР, идентичные тем, которые получают при низких асимметриях, если их строят на базе эффективного размаха КИН, принципиально неверно, так как игнорирует все другие (кроме ЗТ) аспекты этого вопроса. И наконец, известные уравнения скорости РУТ и соответствующие характеристики ЦТ материала получены в подавляющем большинстве по данным испытаний при отнулевом или близком к нему цикле, а те из уравнений, которые учитывают асимметрию циклов, принимают в случае отнулевого цикла наиболее простой вид.

**Частота циклов**. Влияние частоты циклов нагружения на КДУР, за исключением особых случаев, не очень сильно и данные, полученные при различных даже на порядок и больше отличающихся частотах, укладываются в естественную полосу рассеяния. Эффект частоты опосредствован скоростными изменениями реологических свойств материала, изменениями во взаимодействии со средой и саморазогревом образца. Удельный вклад каждого из этих факторов зависит от диапазона частот, скорости РУТ, среды, температуры и прочих условий испытаний. Увеличение частоты влечет за собой не только увеличение скорости нагружения $\sigma$ и времени, на протяжении которого трещина раскрыта и в окрестности ее фронта действуют высокие напряжения, но и повышение локальной температуры. Наиболее час-

то прирост трещины за цикл уменьшается с увеличением частоты нагружения. Зависимость деформационных и прочностных характеристик металлов от скорости нагружения при низких (менее 0,4) гомологических температурах обычно слабая, что обусловлено быстродействием вызывающих пластическую деформацию процессов. В результате скорость нагружения входит в соответствующие расчетные формулы под логарифмом (например, $\sigma_{0,2} = f(\lg \dot{\sigma})$), и необходимо существенное ее увеличение (на порядок и выше), чтобы это ощутимо сказалось на механических характеристиках материала. Таким образом, скоростные изменения реологических свойств материала, вызванные изменением частоты циклов в обычных для усталости пределах ($10^{-2}$—$10^3$ Гц), мало сказываются на ЦТ конструкционных металлических материалов. Исключение составляют испытания при повышенных и высоких температурах, когда вязкое течение (ползучесть и релаксация), начиная с некоторой достаточно низкой скорости РУТ во времени ($v_t = fv$), может коренным образом ее изменить, хотя при более высоких скоростях такое влияние несущественно. Одновременно понижение частоты циклов увеличивает длительность испытаний, на протяжении которых успевает произойти температурная деградация структуры материала (внутренняя оксидация, образование пор и т. п.) и как следствие — понижение его ЦТ. Значительно большей, чем у металлов, частотной чувствительностью РУТ обладают полимерные материалы в стеклообразном состоянии, особенно вблизи тех частот, которые соответствуют временам отдельных релаксационных процессов.

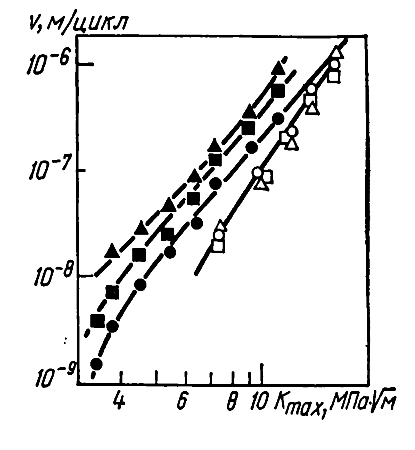



Рис. 4.20. КДУР магниевого сплава МА8 при частоте циклов 10 Гц (○), 1 Гц (□) и 0,1 Гц (△) на воздухе (темные точки) и в вакууме (светлые точки).

При испытаниях в обычных условиях, а особенно в коррозионных средах, взаимодействие материала со средой — тот основной фактор, который определяет чувствительность скорости РУТ к частоте циклов. Показательны в этом отношении испытания на воздухе, когда приросты трещины за цикл возрастают с понижением частоты, в то время как в вакууме такое поведение либо значительно слабее, либо вовсе не наблюдается (рис. 4.20). Эффект частоты, обусловленный средой,— следствие проявления главным образом временного эффекта и изменения условий подачи (циркуляции) среды. Он усиливается с возрастанием ее активности, например с увеличением содержания влаги в воздухе. Испытания различных материалов (стали, титановых, алюминиевых и магниевых сплавов) показали, что чем выше частота циклов, тем при более низких размахах КИН проявляется различие между скоростями РУТ в воздухе и агрессивной среде (например, в 3,5 %-ном растворе NaCl). При определенной, достаточно высокой для данной скорости РУТ, частоте циклов (обычно $f > 10$—20 Гц)

это различие практически исчезает, по крайней мере в пределах участка КДУР, соответствующего высоким и затем и средним скоростям РУТ [63]. При низких скоростях РУТ действие частоты сильно осложняется геометрическими факторами, так как с ее понижением увеличивается время образования оксидов, ведущих к ЗТ , и время разъедания вершины трещины, т. е. процессов, способствующих замедлению РУТ. С другой стороны, растворение берегов трещины и выпадение (удаление) из нее продуктов коррозии будут ускорять ее рост. В результате действия всех этих конкурирующих процессов скорость РУТ может колебаться то в одну, то в другую сторону. В зависимости от частоты циклов могут изменяться и механизмы разрушения в средах, в частности будет усиливаться или ослабляться и совсем исчезать микроветвление трещины, ее зернограничный рост и т. п. С падением температуры ниже комнатной влияние частоты, как правило, ослабевает, так как уменьшается роль фактора среды: падает интенсивность ее взаимодействия с материалом, а также выходят из действия отдельные ее активные компоненты (например, вымерзает влага в воздухе). При высоких частотах (ориентировочно при $f > 1$ кГц) начинается саморазогрев образца в первую очередь в ПЗ в результате увеличения рассеянной в единицу времени энергии, пропорциональной произведению частоты на площадь петли механического гистерезиса. Температура нагрева возрастает с увеличением нагрузки и вязких (обратимых и необратимых) деформаций, с уменьшением теплопроводности, теплоемкости материала, скорости РУТ и теплоотдачи. Поэтому эффект саморазогрева сильнее проявляется в полимерных материалах, свойства которых к тому же весьма чувствительны к температуре. Таким образом, при очень высоких частотах их влияние на скорость РУТ сводится главным образом к влиянию повышения температуры. В испытаниях на ЦТ материалов частота циклов изменяется в широких пределах от $10^{-2}$ до $10^3$ Гц, хотя в подавляющем большинстве случаев она близка к 10 Гц.

Проведение испытаний в диапазоне скоростей РУТ, отличающихся на 5—6 порядков, затруднительно, так как при низких скоростях опыт занимает очень много времени, а при высоких — быстрое продвижение трещины затрудняет измерение ее длины и поддержание постоянства параметров нагрузки. Поэтому некоторые исследователи ступенчато уменьшают частоту нагружения с увеличением скорости разрушения так, чтобы суммарное уменьшение находилось в пределах одного-двух порядков [63, 64], а смежные участки КДУР, снятые на различных частотах, частично перекрывались. Такая процедура кажется разумной, если известно, что изменения частоты не влияют на результат, однако она требует испытательных машин, позволяющих изменять в широком диапазоне частоту циклов. В общем необходимо, чтобы частота циклов в испытаниях не отличалась от рабочей частоты, характерной для изделий из данного материала, а если ее нужно изменять, то так, чтобы при этом не происходили качественные изменения в механизмах разрушения.

**Форма цикла.** Влияние формы цикла реализуется аналогично влиянию частоты циклов через изменение скорости нагружения и продолжительности выдержки при высоких напряжениях и в разгруженном состоянии. Практически РУТ исследовался всегда при гармоническом (синусоидальном) цикле нагрузки, технически наиболее просто осуществимом и имеющем фундаментальное значение для практики. Исследования при других формах цикла проводились, как правило, при регулярном нагружении (т. е. цикле с одним максимумом и одним минимумом и постоянных остальных параметрах) на различных разновидностях трапецевидной, трехугольной (в том числе положительно и отрицательно пилообразной ) и прямоугольной форм. Несмотря на несистемность и фрагментарность, результаты таких исследований позволяют заключить, что в обычных условиях влияние формы цикла на РУТ в общем несущественно. Исключение составляют слу-

чаи, когда у фронта трещины происходят интенсивные процессы (вязкое течение, релаксация, взаимодействие со средой), характерное время которых соизмеримо с длительностью отдельных частей цикла, т. е. случаи проявления временно́го эффекта. Усилению влияния формы циклов способствуют большие нагрузки, соответствующий выбор диапазона частот циклов, агрессивность среды и высокие температуры, обусловливающие и активизирующие процессы в области предразрушения (например, ползучесть).

Как изменение формы цикла можно рассматривать двух- и более частотное нагружение, когда на основную, обычно низкочастотную составляющую нагрузку накладывается высокочастотная. Если амплитуда последней значительно меньше низкочастотной, можно говорить об искажении идеальной формы низкочастотного цикла. Нагрузки на многие машины могут быть схематизированы в виде суперпозиции нагрузок двух частот, из которых низкочастотная — рабочая полезная, а высокочастотная — вибрации. В испытательных машинах также возникают составляющие нагрузки, изменяющиеся по высшим гармоникам, как, например, при использовании кривошипного привода. При двухчастотном нагружении ускорение РУТ высокочастотной составляющей возрастает с увеличением отношения ее амплитуды и частоты к таковым основной составляющей (если скорость относить к числу циклов малой частоты) и может достигать больших значений. В пределе скорость РУТ определяется высокочастотной составляющей при среднем напряжении цикла, равном текущему значению низкочастотной. Имеющиеся данные [65] позволяют предположить, что в каждом конкретном случае существует некоторое пороговое значение суммарного размаха КИН (его обозначают $\Delta K_{onset}$), ниже которого высокочастотная составляющая не сказывается на кинетике РУТ. Значение $\Delta K_{onset}$ уменьшается по мере увеличения размаха КИН $\Delta K_2$ высокочастотного цикла, причем тем интенсивней, чем выше частота, достигая при $\Delta K_2/(\Delta K_1 + \Delta K_2) > 0{,}2$ уже порогового размаха КИН$\Delta K_{th2}$ для высокочастотного цикла.

**Температура испытания** — весьма сильный фактор, который определяет интенсивность всех проявляющихся при деформации и разрушении процессов, обусловливая изменение вероятности их реализации, и, следовательно, приводит к изменению микромеханизмов и кинетики РУТ. Изменение температуры влияет как на внутренние процессы зарождения, развития и движения дефектов структуры материала, вызывая в отдельных случаях фазовые превращения (в результате чего изменяется его механическое поведение), так и на взаимодействие со средой, которое вносит часто основной вклад в температурное изменение ЦТ материала. В настоящее время нет полных сведений о влиянии колебаний температуры в лаборатории примерно от 290 до 305 К на результаты испытаний. Согласно оценкам Р. П. Уэя [66], изменения температуры на 1 К могут привести к изменениям скорости РУТ до 3 %, а в припороговой области — даже на 20 %. Действительно, при повышении температуры от 290 до 303 К скорость РУТ в сплаве Д16АТ на воздухе несколько увеличивается, но ее прирост оказывается небольшим (5—10 %), меньшим естественного рассеяния [67]. Таким образом, приведенные выше значения, наверно, сильно завышены, по крайней мере в обычных случаях, когда нет каких-либо качественных изменений свойств материала, например в диапазон изменения температур не попадет температура стеклования полимера.

**Изменение состава окружающего воздуха** может также довольно сильно повлиять на скорость РУТ, особенно в материалах в высокопрочном состоянии и склонных к коррозии при неблагоприятном сочетании таких факторов, как частота, форма цикла и температура. Наиболее активная составляющая воздуха для большинства конструкционных материалов — водяные пары (см. рис. 4.10), хотя нельзя пренебрегать и другими высокоактив-

ными примесями (соединения серы и т. п.), появляющимися во все большем количестве в атмосфере промышленных центров.

**Нестационарный рост усталостной трещины.** При изменении условий испытания нарушается динамическое равновесие у фронта трещины, и проходит определенное время, пока образуется новая область предразрушения и стабилизируются происходящие в ней процессы. В этом промежутке скорость РУТ постепенно, но не всегда монотонно изменяется от начального до некоторого установившегося и соответствующего новым обстоятельствам значения, которое уже не зависит от предыстории процесса. Логично предположить, что время, необходимое для стабилизации скорости, будет зависеть от начальных и текущих значений параметров цикла, интенсивности происходящих процессов и скорости РУТ.

Для стабилизации РУТ как минимум необходимо, чтобы соответственно изменилась уже существующая ПЗ. После резкого повышения максимальной нагрузки изменения РУТ завершаются в основном через несколько десятков циклов, так как интенсивность образования новой расширенной ПЗ относительно велика. Также почти мгновенно может происходить при определенных условиях и взаимодействие со средой — ее адсорбция, диффузия водорода в область предразрушения и т. п. Однако в большинстве случаев необходимо, чтобы трещина прошла ПЗ, образованную на предыдущем режиме, и создала новую, а также, что особенно важно при низких и близких к порогу значениях размаха КИН, чтобы установилось ЗТ. В особых случаях при воздействии коррозионных сред добиться независимости скорости РУТ от предыстории практически невозможно (см. п. 4.5).

Прохождение трещиной ранее созданной ПЗ обязательно тогда, когда этому соответствует переход от менее к более благоприятным условиям испытаний, от большей к меньшей скорости разрушения. Характерный пример такого перехода — понижение высокой нагрузки, действующей до того на протяжении одного — нескольких десятков (тогда говорят о временной перегрузке) или многих циклов. В результате происходит аномальное замедление РУТ, сопровождаемое часто более или менее длительной остановкой. Это явление, именуемое задержкой трещины, происходит чаще всего как следствие понижения максимального значения КИН $K_{max}$ цикла от $K_{max_1}$ до $K_{max_2}$ и характеризуется при данном $K_{max_2}$ и коэффициенте асимметрии $R$ отношением $Q = K_{max_1}/K_{max_2}$ или $Q_1 = \Delta K_1/\Delta K_2$.

После падения нагрузки (точка $A$ на рис. 4.21) скорость РУТ быстро понижается, достигая минимума через определенное время, когда трещина прошла 0,1—0,2 размера ранее образованной ПЗ. Затем РУТ с постепенно уменьшающейся интенсивностью ускоряется, пока не выйдет на некоторое стабильное значение. Этому соответствует пересечение трещиной границы начальной ПЗ, а в определенных случаях и выход за ее пределы, пока сзади фронта трещины не стабилизуется ЗТ. Задержка трещины определяется размерами и состоянием (включая остаточные напряжения) возникшей во время перегрузки ПЗ. Следовательно, ее продолжительность, характеризуемая числом циклов $N_d$ во время нестационарного РУТ, будут усиливать все факторы, ведущие к увеличению разницы между ПЗ, соответствующими обоим режимам нагрузки, а также ЗТ. До некоторого порогового значения отношения $Q_1$ размахов КИН ($Q_1 = 1{,}3 \div 1{,}4$) задержка трещины не наблюдается. Однако затем число циклов $N_d$ интенсивно возрастает с величиной $Q_1$ по закону, хорошо аппроксимируемому экспоненциальной функцией. Замечено, что после перегрузки, характеризуемой данным $K_{max_1}$, но различными значениями $Q$, площади, ограниченные графиками функции $v(l)$ и сверху горизонтальной прямой $v_0$=const ($v_0$—стабильная скорость роста при основной нагрузке), равны с точностью до естественного разброса [69] (рис. 4.22). При малых толщинах образцов рост размаха КИН $\Delta K_1$

при данном отношении $Q_1$ приводит к возрастанию числа $N_d$, а при больших, наоборот, к его уменьшению. Возрастание асимметрии цикла и уменьшение до определенной степени числа циклов перегрузки ($N_1$) ведут к сокращению времени задержки трещины. Эти закономерности нашли свое отражение в следующей типичной по структуре эмпирической формуле для

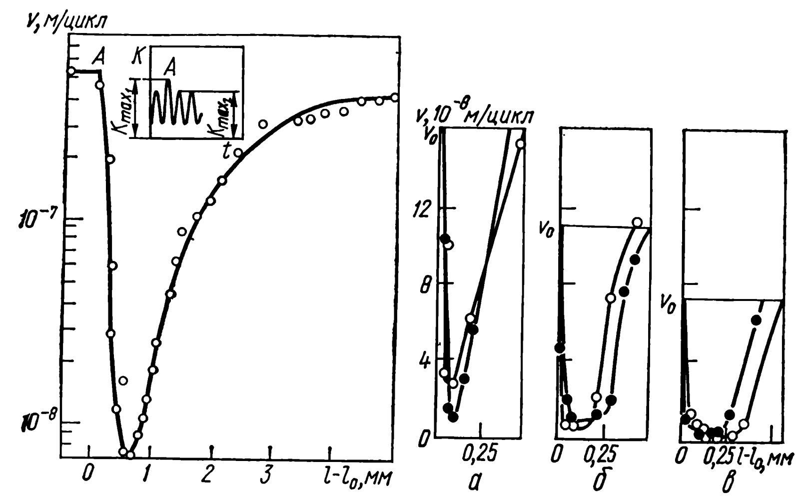



Рис. 4.21. Изменение скорости РУТ после однократной перегрузки в алюминиевом сплаве 2024 (аналог сплава Д16) в состоянии Т3 [68].

Рис. 4.22. Зависимость неустановившейся скорости РУТ в сплаве Д16АТ от прироста ее длины после однократной перегрузки ($K_{max_1}$ = =23 МПа$\cdot\sqrt{м}$ при $R$=0,3):

*а*—$K_{max_2}$ = 15,4 МПа$\cdot\sqrt{м}$; *б* — $K_{max_2}$= 13,9 МПа$\cdot\sqrt{м}$; *в* — $K_{max_2}$= 12,3 МПа$\cdot\sqrt{м}$ (⊖, ● — результаты двух разных опытов) [69].

алюминиевого сплава типа Д16 при малой ($t < 5$ мм) толщине образцов [70]:

$$\lg N_d = \begin{cases} 2{,}12\,Q_1 + 0{,}037\,\Delta K_2 - 0{,}5\,R + 0{,}175\lg N_1 & (Q_1 > 1{,}3), \\ 0 & (Q_1 < 1{,}3), \end{cases} \quad (4.6)$$

которая хорошо описывает лишь конкретный набор экспериментальных данных. В отличие от растягивающих, сжимающие перегрузки при положительном цикле последующей нагрузки ведут к временному аномальному ускорению РУТ. Здесь сыграли свою роль вызванные сжатием уменьшение остаточных сжимающих напряжений в ПЗ, заострение вершины трещины и смятие ее поверхностей, а следовательно, уменьшение усилия ее раскрытия и увеличение эффективного размаха.

* * *

Характерный для КДУР относительно большой разброс экспериментальных точек обусловлен следующим.

1. Дискретность РУТ и микронеоднородность материала. Вызванные

этим неравномерности в продвижении трещины как во времени, так и по контуру и по направлению несут информацию о материале и протекании разрушения в микрообъемах.

2. Приближенность и ограниченность концепций механики разрушения (в общем, и в частности ее линейного варианта), параметры ($K_{max}$, $\Delta K$) которой не в состоянии учесть полностью действительное положение в области предразрушения у фронта трещины. Обусловленные этим вариации скорости РУТ при заданном размахе или наибольшем значении КИН неотделимы от вариаций, связанных с неоднородностью материала. Однако от больших изменений такого рода ограждают условия применимости КИН как параметра разрушения, а в случае их невыполнения — соответствующий выбор другого параметра.

3. Изменения в процессе испытания его условий: асимметрии, частоты и формы циклов, колебания температуры и состава среды и т. п.

4. Сопутствующие явления: макроотклонения траектории трещины от ее плоскости, задержка трещины после понижения нагрузки, потеря устойчивости формы образца в целом и локально в окрестности трещины и т. п.

5. Неточность измерения длины трещины и числа циклов.

6. Неадекватный выбор метода вычислений КИН и скорости РУТ.

Последние четыре группы факторов искажают информацию, но в принципе могут быть уменьшены до заданной допустимой величины. Еще недавно считали нормальной десятикратную разницу между скоростями РУТ в номинально одинаковом материале при заданном размахе КИН [71]. Столь большое рассеяние является в значительной мере следствием некорректности проведения испытаний, обусловленной, например, использованием линейной механики разрушения за пределами ее применимости и остальными перечисленными причинами. Многие образцы в связи с возникающими при их испытании неподдающимися учету факторами (например, сложная конфигурация контура трещины) не обладают достаточной метрологической способностью, поэтому информация, получаемая при их использовании, относительна. В последние годы в результате большой работы по установлению условий корректности и норм проведения испытания оценка допустимого рассеяния значительно изменилась. Из анализа данных базового эксперимента, осуществленного по инициативе Американского общества по испытаниям и материалам пятнадцатью ведущими лабораториями США и Великобритании, установлено [72], что типичной является трехкратная вариация полученных в различных лабораториях и в одной лаборатории значений скорости РУТ в пределах среднего участка КДУР в макрооднородном материале одной плавки при постоянных размахе КИН, асимметрии и частоте циклов. Если вдобавок исключить данные, выпадающие из общей закономерности, то значение вариации уменьшится до двух. Эти выводы согласуются с результатами исследований лабораторий Физико-механического института АН УССР, которые показывают, что отношение максимальной и минимальной скоростей РУТ в процессе испытаний обычно не превышает 1,6 и в крайних случаях достигает 2. Одновременно при испытаниях стали 22КВД, проведенных тремя лабораториями на образцах компактных (толщиной 10 и 50 мм) и в виде полос с боковыми трещинами на растяжение, это отношение превышает 3,5 [73]. Все это свидетельствует о неизбежности некоторой изменчивости КДУР, которую формально можно приписать изменению определенными факторами ЦТ материала. Такой подход позволяет говорить об однозначности КДУР, если под этим понимать, что каждому значению размаха КИН или наибольшему его значению при заданных условиях соответствует своя скорость РУТ, значению которой присуща определенная дисперсия.

## 4.7. Эффективный размах, раскрытие в вершине трещины и другие альтернативные параметры разрушения

Ограниченность применения КИН вызвала поиски других путей более адекватного описания РУТ. Сильное влияние ЗТ на скорость ее роста послужило толчком для ряда исследований ЦТ, при проведении которых периодически измеряли усилие раскрытия трещины, а результаты представляли КДУР, где по оси абсцисс номинальный размах КИН $\Delta K$ заменяли эффективным $\Delta K_{eff}$ (эффективные диаграммы). Такое построение во многих случаях сблизило, порой вплоть до перекрытия полос рассеяния, нижние и частично средние участки диаграмм, полученных по данным испытаний образцов различных размеров и формы [74], в том числе предварительно пластически деформированных, из материала с разной структурой, обусловленной различной термообработкой [38, 39, 60] во влажном и сухом воздухе [55]. Причем трещина росла в условиях повышающихся и понижающихся размахах КИН цикла [75], а циклы нагружения отличались асимметрией и частотой [76]. Таким образом, эффективный размах КИН как параметр разрушения обладает более высокой прогнозирующей способностью, нежели номинальный, в результате чего эффективные диаграммы более инвариантны по отношению к условиям испытаний. Это дало повод считать, что в большинстве случаев микроструктура и пластичность материала, геометрия образца, параметры цикла КИН (кроме $\Delta K$) и среда лишь постольку влияют на нижний, а частично и на средний участки КДУР, поскольку они изменяют усилие открытия трещины [38]. Хотя в этом мнении есть определенная доля истины, оно не отражает общей закономерности так как игнорирует целый ряд других факторов и противоречит многим опытным данным. Нельзя, например, с этих позиций объяснить резкое торможение РУТ в вакууме, которое проявляется как на обычных, так и на эффективных диаграммах, в то время как нагрузка открытия $P_{op}$ при переходе от воздуха к вакууму изменяется [55]. Учет ЗТ не устраняет различий в низких скоростях РУТ при комнатной и низкой температурах [77], хотя может существенно их уменьшить при повышении температуры [78].

ЗТ вносит в испытания материалов на ЦТ новые элементы, так как учитывает в какой-то мере влияние времени и недалекой предыстории. Для того чтобы ЗТ могло отреагировать на изменение условий испытаний, необходимо время, пока соответствующая новому режиму ПЗ переместится в тыл фронта трещины. Этим можно объяснить аномальное замедление РУТ вплоть до временной его задержки после перегрузки или после падения нагрузки, которые приводят сразу к резкому уменьшению (максимальное усилие цикла понижается при неизменившемся еще $P_{op}$) $\Delta K_{eff}$ и, следовательно, к падению скорости РУТ. Действительно, если после перегрузки снять около вершины трещины поверхностные слои образца, которые смыкаются раньше других, продолжительность задержки трещины уменьшается. Аналогичный эффект наблюдается, когда уменьшение размаха нагрузки достигается не понижением ее максимального, а поднятием минимального значения. Однако ЗТ нельзя полностью объяснить все проявления нестационарного РУТ после изменения нагрузки. Так, отжиг образца устраняет торможение РУТ после перегрузки [79]. Следовательно, главную роль здесь играют остаточные напряжения, возникающие при перегрузке у фронта трещины и снимаемые отжигом, а не само ЗТ, остающееся прежним.

Обнаруженная в результате анализа расчетов зависимость между эффективным размахом КИН $\Delta K_{eff}$ и раскрытием в вершине трещины $\delta$ навела на мысль о целесообразности использования размаха этой величины $\Delta\delta$ как

деформационного параметра, определяющего кинетику РУТ. В отличие от других параметров разрушения размах раскрытия трещины поддается прямому измерению и интегрально характеризует реальную ситуацию в вершине трещины. КДУР, построенные в координатах $v$ — $\Delta\delta$, практически инвариантны по отношению к асимметрии цикла, а также толщине (25 и 150 мм) образцов [53]. Причем в противоположность обычным КДУР (в координатах $v$ — $\Delta K$) инвариантность сохраняется независимо от того, соблюдаются или нет условия плоской деформации. Наблюдаемые на обычных КДУР для сталей 15Х2НМФ и 15Х2МФА (термообработка на низкую прочность, $\sigma_{0,2}$ = 580 МПа) при толщинах образцов 150 мм горизонтальные участки, соответствующие скорости РУТ $2 \cdot 10^{-2}$ м/цикл, исчезают после замены переменной $\Delta K$ на $\Delta\delta$, а диаграммы совпадают с полученными на образцах толщиной 25 мм.

Введение деформационного параметра разрушения позволяет существенно снизить требования к малости ПЗ и тем самым уменьшить зависимость вида КДУР от толщины образцов на третьем, верхнем, их участке. Однако на пути использования размаха раскрытия трещины как параметра разрушения стоят серьезные препятствия. В отличие от КИН для него нет адекватного метода расчета, что принципиально осложняет обобщение результатов испытаний и применение их для прогноза долговечности конструкций. Конечно, речь идет не о грубых оценках раскрытия трещины по значениям КИН или $J$-интеграла ($\delta = \alpha K^2/(\sigma_{0,2}E)$, $\delta = \beta J/E$, где $\alpha$, $\beta$ — постоянные), которые ничего нового дать не могут, а о расчете, который бы более полно отображал состояние в вершине трещины, учитывая поцикловую разгрузку, циклическое упрочнение (разупрочнение) материала, ЗТ и т. п. (Кстати, из-за неопределенности и стохастичности таких факторов, как неровность и шероховатость поверхности, наличие оксидов и т. п., ЗТ в общем расчету не поддается.) Известно, что раскрытие в вершине трещины при циклическом нагружении в несколько раз меньше, чем при монотонно возрастающем статическом [53, 80]. Это не исключает выведения частных полуэмпирических или эмпирических формул с ограниченной областью применимости для определения размаха раскрытия трещины, что теперь успешно практикуется для эффективного размаха КИН в зависимости от коэффициента асимметрии цикла. С другой стороны, измерение нагрузки открытия трещины, а тем более ее раскрытия $\delta$, сильно усложняет и так уже непростые и длительные испытания материалов на ЦТ. Недостаточно разработаны методы и средства таких измерений, требующих необычной для механических испытаний чувствительности, точности и стабильности во времени (особенно при низких размахах КИН), а также непрерывного следования за объектом — вершиной трещины, перемещающимся по мере РУТ. Тем не менее использование $\Delta K_{eff}$ и особенно $\Delta\delta$ как инструмента исследования позволяет расширить и углубить познания о природе и закономерностях РУТ, а построенные на их основе базисные КДУР дают бóльшую возможность объединить вокруг одной кривой экспериментальные данные, полученные в различных условиях, в том числе (в случае $\Delta\delta$) при развитых ПЗ.

При больших ПЗ делаются также попытки применить наряду с раскрытием трещины такие критериальные параметры нелинейной механики разрушения, как $J$-интеграл [81, 82] и коэффициент интенсивности деформаций [83]. Немногочисленные КДУР, построенные на основании этих параметров, не имеют загиба вверх при переходе на третий участок, а соответствующие экспериментальные точки ложатся на одну общую со средним участком прямую независимо от величины ПЗ. Несмотря на столь обнадеживающие результаты, методика таких испытаний не разработана, а применение этих величин наталкивается пока на трудности, связанные с адекватным их расчетом и корректным экспериментальным определением.

## 4.8. Определение скорости роста усталостной трещины

С математической точки зрения вычисление скорости РУТ сводится к дифференцированию зависимости, представленной таблицей значений двух переменных: длины трещины $l$, которая дана с некоторой случайной погрешностью, и числа циклов нагружения $N$. Несмотря на большое количество публикаций о скорости РУТ, в настоящее время нет общепризнанного метода ее вычисления. Нет также ясности в вопросе о недостатках и преимуществах отдельных методов в рассматриваемых конкретных случаях, так как большинство авторов, применяя различные способы, не приводят никаких сведений о них, не придавая, очевидно, этому серьезного значения. Однако метод вычисления скорости РУТ может существенно повлиять на результат и, следовательно, привести к статистически значимым сдвигам КДУР и вариациям характеристик ЦТ, которые сейчас неправильно относят на счет непостоянства свойств материала и условий опыта.

Способы определения скорости РУТ [84] заключаются (кроме одного — чисто графического) в аппроксимации зависимости, заданной значениями $l$, $N$ (в полном промежутке изменения этих переменных или на его отдельных участках), аналитическими выражениями с последующим их дифференцированием. Такие выражения в подавляющем большинстве случаев берут в виде полиномов, хотя иногда применяют сплайн-функции, а также выбирают специальные выражения на основании определенных предположений о процессе разрушения. Все способы делятся на две категории: способы, несглаживающие и сглаживающие исходные экспериментальные данные о РУТ. В первом случае аналитическую зависимость $l = f(N)$ определяют по всем экспериментальным точкам, за исключением резко выпадающих из общей закономерности. Типичный пример такого подхода — распространенный метод конечных разностей, называемый также методом секущих, когда зависимость $l — f(N)$ изображается ломаной, угловой коэффициент соединяющего две смежные точки звена которой дает скорость РУТ:

$$v_i = (l_{i+1} - l_i)/(N_{i+1} - N_i). \tag{4.7}$$

Ее относят к средней длине трещины $\bar{l} = (l_{i+1} + l_i)/2$.

Применяют также метод, когда по трем последующим точкам ($l$, $N$) строят параболу, по производной которой в средней точке находят скорость РУТ. Затем первую точку отбрасывают, а ко второй и третьей присоединяют четвертую и вычисления повторяют. Процедуру продолжают пока не достигнут последней точки. Методы, предусматривающие построение зависимости по более чем трем точкам, на практике не используются как из-за сложности вычислений, так и вследствие возможности получения скоростей, резко выпадающих из монотонной закономерности их изменения, например отрицательных.

Экспериментальные зависимости сглаживают следующими способами (они не исчерпывают всех возможных). Первый — построение на глаз по экспериментальным точкам плавной кривой, которую графически дифференцируют. Можно также по кривой построить улучшенную таблицу значений $l_i$, $N_i$ и для нее найти аппроксимирующее выражение. Так поступают в тех случаях, когда измерения длины трещины ведутся непрерывно с автоматической записью графика РУТ. Во втором способе исходная таблица содержит лишь избранные, наиболее характерные, по мнению исследователя, экспериментальные пары значений $l$, $N$ (около 1/3 полного массива). Очевидно, что рассмотренным двум способам присуща определенная доля субъективности.

Существуют методы, в которых функции, аппроксимирующие кривую

РУТ, содержат существенно меньше параметров, чем число экспериментальных пар значений $l$, $N$, по которым эти параметры вычисляют на основании некоего критерия приближения. Таким критерием в подавляющем большинстве случаев служит условие минимума суммарного квадратичного отклонения. Его определяют как сумму разностей экспериментальных и рассчитанных длин трещин или разностей их логарифмов, предполагая таким образом нормальное и логарифмически нормальное распределения. Сюда относится следующий способ. По $2p + 1$ последовательным измерениям длин трещин $l_{i-p}$, ..., $l_i$, ..., $l_{i+p}$ и чисел циклов $N_{i-p}$, ..., $N_i$, ..., $N_{i+p}$ определяют методом наименьших квадратов коэффициенты полинома $m$-й степени ($m < 2p$), выражающего зависимость от $N$ этих величин (или их логарифмов) в промежутке от $l_{i-p}$ $p$ до $l_{i+p}$

$$l = a_0 + a_1N + \ldots + a_mN^m, \quad \lg l = a_0' + a_1'N + \ldots + a_m'N^m. \tag{4.8}$$

Скорость РУТ находят как производную этих функций при некоторой средней длине трещины. Затем интервал смещают на одну точку и процесс продолжают до тех пор, пока не охватят весь массив.

Есть группа способов, суть которых состоит в том, что скорости РУТ, соответствующие нескольким последовательным измерениям длины трещины, осредняют. Сюда относится модификация метода секущих, когда значение скоростей , найденных по формуле (4.7) для соседних участков $l_{i+1} - l_i$ и $l_i - l_{i-1}$ (иногда к ним прибавляют скорость для суммарного участка $l_{i+1} - l_{i-1}$), усредняют и относят к разграничивающей их точке. Метод осреднения очень подходит в том случае, когда параметры цикла КИН и остальные условия поддерживаются постоянными на отдельных этапах испытания. В пределах таких этапов многократно повторяют измерения длины трещины в процессе ее роста. При этом зависимость длины трещины от числа циклов будет линейной

$$l = kN + l_0, \tag{4.9}$$

а скорость — постоянной и равной угловому коэффициенту $k$. Коэффициенты регрессии $k$ и $l_0$ определяют методом наименьших квадратов. Этот метод в отличие от всех других позволяет найти не только наиболее вероятную скорость РУТ в данных условиях, но и ее статистические характеристики: дисперсию, доверительные интервалы и т. п.

Вопрос о том, какие же из рассмотренных методов следует считать лучшими и рекомендовать к повсеместному использованию, пока не решен.

Важное требование, вытекающее из цели самих испытаний,— точность воспроизведения процесса РУТ. Р. П. Уэй с соавторами поставил следующий машинный эксперимент [85]. К полученным в результате интегрирования уравнения Пэриса $v = C\Delta K^n$ (параметры $C$ и $n$ они задали) значениям длин трещин как функций числа циклов прибавляли случайную нормально распределенную ошибку измерений. По найденному набору десяти таблиц значений $l$, $N$ для каждого из восьми случаев, отличающихся шагом и погрешностью (т. е. дисперсией ошибки) измерений, определяли скорость РУТ, используя метод секущей, метод парабол и первое уравнение (4.8) при $p = 2$; 3 и 4 и $m = 2$. Заново найденные параметры $C$ и $n$ оказались тем ближе к первоначальным, чем больше отношение шага к погрешности измерений. При этом наилучшие результаты дают первые два метода, когда остальные сглаживающие способы приводят к небольшому, но систематическому уменьшению $C$ (до 12 %) и $n$ (до 2,2 %), особенно если отношение шага измерений к погрешности меньше десяти. Д. А. Вирклер и др. [86] обработали данные испытаний 68 образцов (на каждом образце получено 164 пары значений $l$, $N$) алюминиевого сплава 2024 (аналог Д16) при скоростях РУТ в среднем $10^{-9}$—$10^{-8}$ м/цикл, используя метод конечных

разностей и его модификацию, а также метод подбора полинома (формула (4.8)) при $p = 3$ и $m = 1$ и 2 как в виде зависимости $\lg l = f(\lg N)$, так и в виде $l = f(N)$. На основании сравнения рассчитанных по найденным скоростям зависимостей длины трещины от числа циклов с действительными авторы снова приходят к выводу о преимуществе первых двух методов. Таким образом, усложнение способа вычисления скорости РУТ отнюдь не означает повышения качества обработки; наоборот, чем большее количество точек (т. е. большее число $p$) привлекается для определения коэффициентов полинома (4.8) при заданном его порядке $m$, тем хуже результат.

## 4.9. Аналитическое описание кинетических диаграмм усталостного разрушения

Конкретный вид аналитической зависимости скорости РУТ от размаха или наибольшего значения КИН цикла для описания КДУР естественно выводить из теоретических концепций механики и физики. Однако ввиду сложности и разнообразия процессов разрушения нереально было бы ожидать универсальных зависимостей, полученных таким образом и описывающих все участки КДУР. Кроме того, такие зависимости вряд ли можно было бы представить в достаточно простом виде, пригодном для практического применения. Поэтому весьма важно для практики построение математических моделей РУТ (их называют также уравнениями скорости РУТ или законами РУТ), которые наиболее полно выражали бы свойства КДУР и были бы одновременно достаточно простыми и удобными для практического использования. В настоящее время различные лаборатории применяют разные способы описания результатов испытаний, а большинство предложенных для этой цели математических моделей выбрано, исходя из рассмотренных выше (см. п. 4.6) общих свойств КДУР, и в лучшем случае апробировано на ограниченном наборе экспериментальных данных. Существует мнение, что ни одной из предложенных моделей нельзя отдать предпочтение, а поиск единого выражения лишен практического смысла [3]. Такой вывод основан на том, что использование различных моделей для прогнозирования долговечности приводит к оценкам, которые отличаются между собой не более чем результаты многократных испытаний. При этом предполагают детерминированный РУТ и не учитывают его стохастический характер. Часто описание КДУР вообще не проводится или проводится с помощью степенного уравнения Пэриса (4.4), которое применяют к любому (необязательно только среднему) ее участку, а заключение о свойствах материалов делают на основе непосредственного сравнения проведенных на глаз по экспериментальным точкам линий. Поскольку результаты измерений имеют большое рассеяние, которое обычно исчезает в результате сглаживания исходных данных $\{l_i, N_i\}$ при вычислении скорости РУТ, то такой способ может привести к необоснованным или неверным выводам. Кроме того, упускается из виду другая важная цель испытаний — определение характеристик ЦТ материалов. Применение же различных способов обработки дает разные их значения. Таким образом, прогнозирование долговечности и определение характеристик ЦТ непосредственно связаны с выбором адекватного уравнения для описания КДУР.

**Сравнительный анализ соответствия математических моделей экспериментальным данным.** К настоящему времени предложено около семнадцати уравнений скорости РУТ, претендующих на описание всех трех участков КДУР и содержащих от четырех до восьми подлежащих экспериментальному определению параметров. По существу, их меньше, так как многие являются частными случаями одних и тех же более общих выражений. В то же время они не исчерпывают всех возможностей подбора элементарных

Таблица 4.1. **Уравнения скорости РУТ, описывающие полную КДУР**

| Номер уравнения | Литературный источник | Уравнение |
| --- | --- | --- |
| 4.10 | [87] | $v = A(1-R)^m (K_{max} - K_{th})^q / (K_{fc} - K_{max})$ |
| 4.11 | [88] | $v = A(1-R)^2 \dfrac{K_{max}^2 - K_{th}^2}{K_{fc} - K_{max}} (K_{fc} - RK_{max})$ |
| 4.12 | [89] | $v = v_0 \left\{ \ln \dfrac{K_{fc}^2 - K_{max}^2}{K_{fc}^2 - K_0^2} + \dfrac{K_{max}^2 - K_0^2}{K_{fc}^2} + \dfrac{A}{\dot{K}} \times \left[ \ln \dfrac{(K_{fc} + K_{max})(K_{fc} - K_0)}{(K_{fc} - K_{max})(K_{fc} + K_0)} - 2\dfrac{K_{max} - K_0}{K_{fc}} \right] \right\}$, где $\dot{K} = dK/dt$; $t$ — время; $K_0 = \inf(K_{th}, RK_{max})$ |
| 4.13 | [71] | $v = v_0 \ln^m [\ln(K_{fc}/K_{th}) / \ln(K_{fc}/K_{max})]$ |
| 4.14 | [90, 91] | $v = v_0 \ln^q (K_{max}/K_{th}) / \ln^q (K_{fc}/K_{max})$ |
| 4.15 | [92] | $v = A(1-R)^{q-r} (K_{max} - K_{th})^q / (K_{fc} - K_{max})^r$ |
| 4.16 | [92] | $v = A(1-R)^{n-r} (R_{max}^n - K_{th}^n) / (K_{fc} - K_{max})^r$ |
| 4.17 | [93] | $v = v_0 (K_{max} - K_{th})^q / (K_{fc} - K_{max})^q$ |
| 4.18 | [94] | $v = v_0 (1 - R^2)^q (K_{max}^2 - K_{th}^2)^q / (K_{fc}^2 - K_{max}^2)^q$ |
| 4.19 | [95] | $v = v_0 \dfrac{(K_{max} - K_{th})^q}{(K_{fc} - K_{th})^q - (K_{max} - K_{th})^q}$ |
| 4.20 | [96] | $v = A(1-R)^{s-r+q} K_{max}^s \dfrac{(K_{max} - K_{th})^q}{(K_{fc} - K_{max})^r}$ |
| 4.21 | [97] | $v = v_0 \left\{ \left[ \dfrac{\ln(1 - K_{max}/K_{fc})}{\ln(1 - K_{th}/K_{fc})} \right]^q - 1 \right\}$ |
| 4.22 | [98] | $v = v_0 \exp \left( A \dfrac{K_{max}^m - K_m^m}{K_{max}^n} \right)$ |
| 4.23 | [99] | $v = AK_{max}^q (K_{max} - K_{th})^q / (K_{fc} - K_{max})^q$ |

| Номер уравнения | Литературный источник | Уравнение |
|---|---|---|
| 4.24 | [100] | $v = v_0 (1-R)^n \left[ \frac{A^n - K^n_{max}}{K^n_{max}} - \frac{B(1-R)^{n-m}}{K^m_{max}} \right]^{-1}$ |
| 4.25 | [101] | $v = v_0 \{-\ln [1-(K_{max}-K_{th})^q/(K_{fc}-K_{th})^q]\}^m$ |
| 4.26 | [102] | $v = v_0 \left\{ K_{max} \frac{K_{max}-K_{th}}{(K_{fc}-K_{max})[K_{fc}/(1-R)-K_{max}]} \right\}^q$ |

Примечание. $A$, $B$, $m$, $n$, $q$, $r$, $s$, $v_0$ — параметры уравнений, подлежащие определению по экспериментальным данным.

и специальных функций, адекватных S-образной форме КДУР. В табл. 4.1 эти уравнения представлены в унифицированной записи как функции наибольшего КИН цикла ($K_{max}$), так как в этом случае они наиболее просты. Поскольку коэффициент асимметрии цикла $R$ поддерживается во время испытаний постоянным, эта запись эквивалентна более распространенной записи через размах КИН $\Delta K$ и для перехода к ней в формулах следует положить $K_{max} = \Delta K/(1-R)$, $K_{th} = \Delta K_{th}/(1-R)$, оставив неизменной величину $K_{fc}$. Некоторые формулы выражают зависимость от асимметрии цикла и содержат в явном виде коэффициент $R$, который входит также неявно в размах КИН $\Delta K$. Однако ни одна из них не описывает адекватно зависимость скорости РУТ от асимметрии цикла и, как можно предположить на основании изложенного выше (см. п. 4.6), такая универсальная зависимость навряд ли возможна. Поэтому во всех случаях параметры уравнений следует в общем считать зависящими от коэффициента асимметрии. Формулу (4.12) ее автор в своей более поздней работе [103] записывает в виде $v = A(1-R)^2 (K_{max}-K_{th})^2 (K_{fc} - RK_{max})/(K_{fc}-K_{max})$. В формуле (4.21) через $K_m$ обозначена постоянная, логарифм которой — абсцисса центра симметрии КДУР.

Некоторые формулы, например (4.12) и (4.13), не использовались на практике, по-видимому, из-за математических трудностей, возникающих при вычислении их параметров. Все формулы, кроме (4.22), предусматривают наличие вертикальной асимптоты $K_{max} = K_{fc}$, а за исключением (4.22) и (4.24) — отличного от нуля порогового КИН. Часть уравнений: (4.14), (4.17), (4.18) и (4.22) описывает кривую, симметричную в логарифмических координатах «$\lg v$ — $\lg K_{max}$» относительно своего центра, а уравнения (4.10), (4.15)—(4.18) и (4.23) и при $R = 0$ формулу (4.11) можно рассматривать как частный случай общего выражения

$$v = AK^s_{max} (K^m_{max} - K^m_{th})^q/(K^n_{fc} - K^n_{max})^r. \tag{4.27}$$

Сюда относится и уравнение (4.14), к которому стремится в пределе выражение (4.27) при $s = 0$, $q = r$ и $m = n \to 0$. Придавая отдельным из восьми параметров этой общей формулы определенные значения или связывая их между собой некоторыми соотношениями, можно получить многие

новые, еще никем не предложенные формулы. В частности, из нее вытекают такие выражения:

$$v = A_1 K_{\max}^{s_1}(K_{\max}^{m_1} - K_{th}^{m_1})^{q_1} \qquad (K_{\max} \ll K_{fc}), \tag{4.28}$$

$$v = A_2 K_{\max}^{s_2 m_2 q_2} \qquad (K_{th} \ll K_{\max} \ll K_{fc}), \tag{4.29}$$

$$v = A_3 K^{s_3 m_3 q_3}/(K_{fc}^{n_3} - K_{\max}^{n_3})^{r_3} \qquad (K_{\max} \gg K_{th}), \tag{4.30}$$

описывающие части полной КДУР: выражение (4.28) — первый и второй участки, выражение (4.29), совпадающее с уравнением Пэриса (4.4),— второй, а выражение (4.30), из которого при $n_3 = r_3 = 1$ следует формула Формэна [104],— второй и третий.

Чтобы выяснить, какая из предложенных формул наиболее подходит для типичных КДУР, были описаны девятью формулами 24 массива значений скорости РУТ $v$ и максимального КИН $K_{\max}$ различных сталей (13 массивов), а также алюминиевых (6 массивов), титановых (1 массив) и магниевых (4 массива) сплавов [105]. Во всех случаях количество экспериментальных точек в массиве превышало 70, они охватывали диапазон изменения скорости РУТ примерно на 5 порядков, а КДУР имели явно выраженные крайние участки. Все массивы были получены в результате испытаний при почти отнулевом цикле нагружения в лабораторном воздухе или в вакууме. Отношение максимальной и минимальной скоростей РУТ при данном максимальном КИН, характеризующее ширину полосы рассеяния экспериментальных точек, в худшем случае не превышало 3. Для проверки соответствия экспериментальным данным из табл. 4.1 выбрано шесть формул: (4.10), (4.14), (4.15), (4.17), (4.18) и (4.20). Три из оставшихся одиннадцати исключены в результате предварительной проверки на ограниченном наборе КДУР, остальные не рассматривали в связи с вычислительными трудностями при обработке данных. Таким образом, анализировали практически все известные ранее выражения, удобные и пригодные для описания КДУР. Кроме того, рассматривали и не встречавшиеся в литературе зависимости, полученные из формулы (4.27) и претендующие по результатам предварительных вычислений на роль адекватных моделей РУТ:

$$v = v_0 K_{\max}^{r-q}(K_{\max} - K_{th})^q/(K_{fc} - K_{\max})^r, \tag{4.31}$$

$$v = v_0 (K_{\max}^m - K_{th}^m)^q/(K_{fc}^m - K_{\max}^m)^q, \tag{4.32}$$

$$v = v_0 (K_{\max}^m - K_{th}^m)/(K_{fc}^m - K_{\max}^m). \tag{4.33}$$

Все эти формулы содержат 4—6 подлежащих определению параметров, которые вычисляли из условия минимума суммы квадратов логарифмов отношений экспериментальных $v_э$ к расчетным $v_р$ значениям скоростей РУТ, причем об их пригодности судили по среднему квадратическому отклонению

$$S = \sqrt{\left[\sum_{i=1}^{M} \lg^2 (v_{р_i}/v_{э_i})\right]/(M - m)}, \tag{4.34}$$

где $M$ — число пар значений $v$, $K_{\max}$ в массиве; $m$ — число параметров в формуле. Для каждой формулы вычисляли среднее арифметическое $\bar{S}$ значений $S$, соответствующих отдельным массивам, которое считали показателем качества аппроксимации. Эта величина изменяется от 0,096 до 0,108 в

зависимости от выбора формулы, уменьшаясь с увеличением числа параметров (табл. 4.2). Представленный в ней порядок расположения формул для конкретных массивов существенно нарушается: формула, содержащая меньше параметров, может оказаться лучшей (т. е. иметь меньшее $S$), чем с большим их числом. Наиболее стабильное положение в ряду четырехпараметрических выражений занимает формула (4.17). Модели (4.18) и (4.33) лучше ее, если КДУР имеет длинный средний участок (больше отношения $K_{2-3}/K_{1-2}$; таких КДУР в выборе оказалось большинство), и хуже — в остальных случаях. Единственная четырехпараметрическая формула (4.10), учитывающая асимметричность КДУР, не обеспечивает ее адекватного описания. Не выдерживает конкуренции также широко употребляемая за рубежом так называемая формула обратного гиперболического тангенса (4.14). Следовательно, если ограничиться одной формулой для описания КДУР, то в качестве таковой можно рекомендовать формулу (4.17), имеющую сравнительно простую структуру и удобную в использовании. Для одного и того же массива значения порогового $K_{th}$ и критического $K_{fc}$ КИН зависят от вида применяемой для обработки модели: для большинства массивов различие значений $K_{th}$ и $K_{fc}$, найденных на основании разных формул, превышает 10 % их среднего значения. Это объясняется как недостатками самих моделей, так и характерным для массивов недостаточным количеством экспериментальных данных на первом и третьем участках КДУР. Таким образом, если требуется более точный подход, математическую модель надо выбирать дифференцированно.

Таблица 4.2. **Средние значения среднего квадратического отклонения $\bar{S}$ для различных уравнений РУТ**

| Номер формулы | 4.20 | 4.15 | 4.31 | 4.32 | 4.18 | 4.33 | 4.17 | 4.14 | 4.10 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Число параметров | 6 | 5 | 5 | 5 | 4 | 4 | 4 | 4 | 4 |
| $\bar{S}\cdot 10^3$ . | 96 | 97 | 97 | 98 | 102 | 103 | 104 | 106 | 108 |

Для определения условий, при которых пользоваться той или иной формулой предпочтительнее, отыщем такой параметр КДУР, описание которого каждой из этих формул различно. Четырехпараметрические формулы, по существу, описывают ломаную, определяемую четырьмя параметрами: $K_{th}$, $K_{fc}$, $K^*$ и $n$ (рис. 4.23). При заданных значениях последних аппроксимирующие кривые отличаются между собой плавностью скругления углов. Семейство линий, представленных на рис. 4.23, описывается уравнением (4.32), из которого в предельных случаях получается при $m \to \infty$ ломаная, а при $m \to 0$ — наиболее плавная линия, определяемая уравнением (4.14). Увеличение числа параметров в четырехпараметрических формулах позволяет регулировать длину среднего почти прямолинейного участка и ввести асимметрию в ход кривой по отношению к центральной точке. Поскольку для формул (4.14), (4.17), (4.18) и (4.33) КДУР симметричны относительно точки с абсциссой $K_{max} = K_s = \sqrt{K_{th}K_{fc}}$, а параметры $K_{th}$ и $K_{fc}$ в отличие от двух других имеют один и тот же смысл, введем вместо последних следующие величины с общим для всех выражений смыслом: $v_s = v(\sqrt{K_{th}K_{fc}})$ — ордината центра симметрии КДУР, $n_s$ — значение производной $d(\lg v)/d(\lg K_{max})$ в центре симмет-

рии и обозначим $p^2 = K_{th}/K_{fc}$. Формулы, определяющие величины $v_s$ и $n_s$ для каждого аналитического выражения, представлены в табл. 4.3. При заданных значениях $K_{th}$, $K_{fc}$, $v_s$ и $n_s$ остальные параметры аналитических выражений могут быть легко определены (параметр $m$ выражения (4.33) находим, решая трансцендентное уравнение) и, следовательно, построены соответствующие КДУР (рис. 4.24).

КДУР, заданные разными формулами, отличаются длиной среднего участка диаграммы. Для указанного выше проверочного набора 24 массивов отношение длины среднего участка КДУР к расстоянию между асимптотами, т. е. величина $\lg(K_{2-3}/K_{1-2})/\lg(K_{fc}/K_{th})$, изменяется от 0,4 до 0,75 (параметры $K_{th}$ и $K_{fc}$ определялись на основе аппроксимации КДУР шестипараметрическим выражением (4.20), а $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ — по этому же выражению как значения $K_{max}$, соответствующие 25 %-ному увеличению тангенса угла наклона диаграммы по сравнению с $n_s$).

Столь широким диапазоном изменения этой величины можно объяснить то, что ни одной из приведенных формул нельзя отдать заранее предпочтение. Таким образом, для хорошего описания КДУР необходимо пользоваться формулой, учитывающей длину ее среднего участка.

Таблица 4.3. **Значения параметров $v_s$ и $n_s$**

| Номер формулы | $v_s$ | $n_s$ |
|---|---|---|
| 4.14 | $v_0$ | $-2q/\ln p$ |
| 4.17 | $v_0 p^q$ | $q(1+p)/(1-p)$ |
| 4.18 | $v_0 p^{2q}$ | $2q(1+p^2)/(1-p^2)$ |
| 4.33 | $v_0 p^m$ | $m(1+p^m)/(1-p^m)$ |
| 4.32 | $v_0 p^{mq}$ | $qm(1+p^m)/(1-p^m)$ |

Таблица 4.4. **Среднее значение среднего квадратического отклонения $S$ для полиномиальных уравнений скорости РУТ**

| Номер формулы | $\bar{S}$ при числе членов полинома | | |
|---|---|---|---|
| | 4 | 6 | 8 |
| 4.35 | 0,128 | 0,100 | 0,097 |
| 4.36 | 0,189 | 0,141 | 0,117 |

Пятипараметрическая формула (4.32) позволяет учитывать длину среднего участка КДУР, независимо от других ее характеристик, и поэтому обладает лучшими аппроксимирующими свойствами, чем ранее рассмотренные (см. табл. 4.2). Однако, как и в случае четырехпараметрических формул, описываемая формулой (4.32) КДУР симметрична относительно центра диаграммы. Формула (4.31) учитывает асимметрию диаграммы, если $r \neq q$. Поскольку это неравенство практически всегда выполняется, а значение среднего квадратического отклонения $\bar{S}$ для формулы (4.32) ниже, чем для соответствующей симметричной формулы (4.17), то необходимо хотя бы в определенных случаях учитывать асимметрию КДУР. Приблизительно равные средние погрешности аппроксимации экспериментальных данных пятипараметрическими формулами свидетельствуют о примерно одинаковом влиянии асимметрии и длины среднего участка КДУР на качество аппроксимации. Для учета этих факторов требуются еще два дополнительных параметра.

Таким образом, для отражения основных особенностей типичной КДУР математическая модель должна содержать шесть параметров, Этот вывод

согласуется с тем, что шестипараметрическая формула (4.20) обеспечивает наилучшее качество приближения экспериментальных данных. Такое количество параметров совпадает с числом всех (основных и дополнительных) нормированных характеристик ЦТ материалов [106].

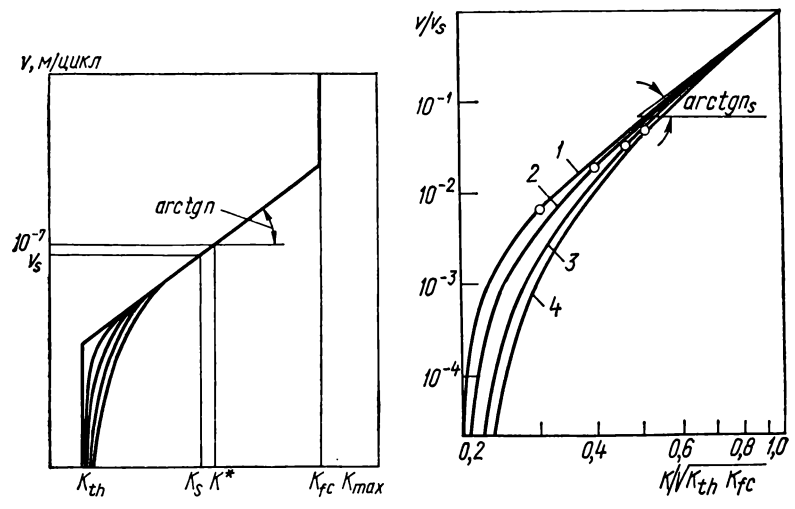



Рис. 4.23. Изображение КДУР в виде ломаной (кривые построены по различным моделям при одинаковых значениях параметров $K_{th}$, $K_{fc}$, $K^*$ и $n$).

Рис. 4.24. КДУР в относительных координатах при $K_{th}=10$ МПа$\cdot\sqrt{м}$; $K_{fc}=250$ МПа$\cdot\sqrt{м}$ и $n_s=4$ по уравнениям:

*1* — (4.33); *2* — (4.18); *3* — (4.17); *4* — (4.14) (ввиду центральной симметрии на рисунке изображена только левая половина диаграммы; кружочками показаны точки, в которых тангенс угла наклона в 1,25 раза больше, чем $n_s$).

При обработке данных некоторые авторы, ставя перед собой задачу прогнозирования ресурса, предлагают пользоваться полиномиальным приближением КДУР, простым при вычислениях [107]. В координатах $\lg K$ — $\lg v$ приближение имеет вид

$$\lg v = a_0 + \sum_{i=1}^{n} a_i (\lg K), \qquad (4.35)$$

а в координатах $K - \lg v$ — вид

$$\lg v = a_0 + \sum_{i=1}^{n} a_i K^i. \qquad (4.36)$$

Сравнение значений усредненного по проверочному набору массивов среднего квадратического отклонения $\overline{S}$, полученного в результате аппроксимации КДУР выражениями (4.35) и (4.36) при разных нечетных степенях полинома (табл. 4.4), со значениями для формул специального вида (см. табл. 4.2) показывает, что качество полиномиальной аппроксимации при одинаковом числе параметров значительно хуже. Из анализа графиков видно также, что лишь небольшие участки КДУР, соответствующие при-

мерно изменению $v$ в пределах одного-двух порядков, целесообразно описывать полиномом первой или второй степени. Многочленные уравнения седьмой и высших степеней учитывают случайные выбросы из общей закономерности, т. е. те явления, которые правильная методика обработки данных должна исключать. Кроме этого многочленные приближения КДУР непригодны для определения характеристик ЦТ. Таким образом, применять их для описания полных КДУР нецелесообразно.

В литературе встречаются высказывания о том, что КДУР различных материалов при надлежащем нормировании координат (например, если по оси абсцисс откладывать $\Delta K/E$) не так уж сильно различаются между собой. Так, несмотря на существенные различия в механических характеристиках, в том числе в ЦТ материалов, входящих в проверочный набор массивов, средние квадратические отклонения при описании их КДУР адекватными выражениями сравнительно небольшие ($S < 0{,}2$) и в общем мало изменяются при увеличении числа параметров модели. Этот вывод подтверждается и следующим [44, 108]. При введении безразмерных координат, определяемых формулами

$$\zeta = \lg (v/v_s). \quad \xi = -\lg (K_{\max}/K_s) \lg^{-1} p, \tag{4.37}$$

где $v_s$ — скорость РУТ при $K_{\max} = K_s = \sqrt{K_{th}K_{fc}}$ и $p^2 = K_{th}/K_{fc}$, обобщенное уравнение (4.27) представляется следующим выражением:

$$\zeta = -\xi (s+mq) \lg p + q \lg \frac{1-p^{m(1+\xi)}}{1-p^m} - r \lg \frac{1-p^{n(1-\xi)}}{1-p^n}, \tag{4.38}$$

которое после удовлетворения условий симметрии $q = r$ и $m = n$ преобразуется к виду

$$\zeta = -\xi s \lg p + 2Mq \operatorname{arth} \frac{(1-p^{m\xi})(1+p^m)}{(1+p^{m\xi})(1-p^m)} \quad (M = \ln 10), \tag{4.39}$$

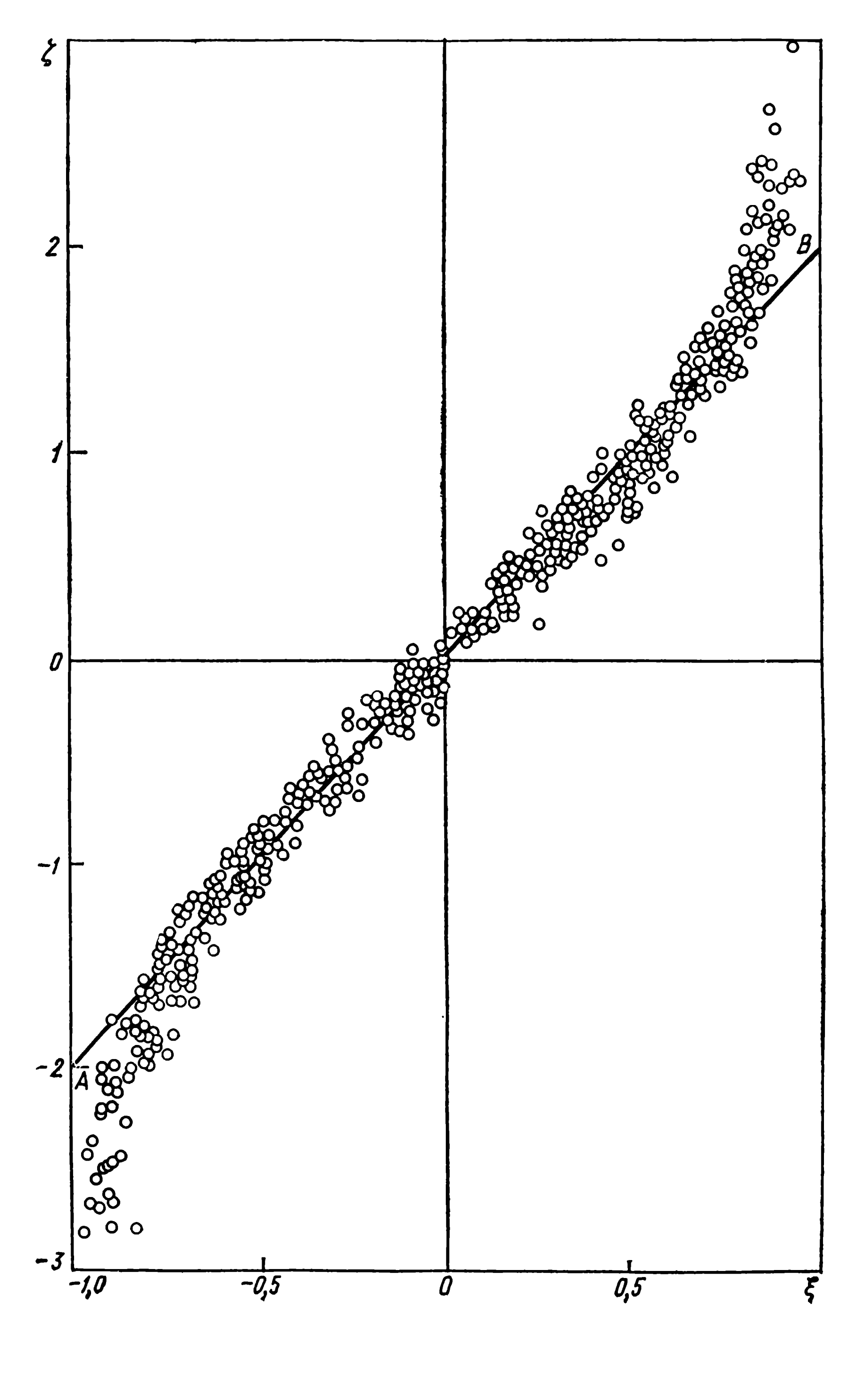
соответствующему уравнению (4.32). В частности, после предельного перехода при $m \to 0$ и $s=0$ запись формулы (4.14) следующая:

$$\zeta = 2q M \operatorname{arth} \xi \tag{4.39,a}$$

(она известна в литературе под названием закона обратного гиперболического тангенса). К этим координатам пересчитали экспериментально полученные значения скоростей РУТ и соответствующие им максимальные КИН (скорость определяли по сглаживающей методике, а критический $K_{fc}$ и пороговый $K_{th}$ КИН как параметры формулы (4.17) по всем точкам массива) для разных сталей и алюминиевых сплавов, испытанных при различных условиях — в сумме 19 вариантов [108]. Отложенные в координатах (4.37) точки (их около 500, но на рисунке многие перекрываются) хорошо укладываются в относительно узкую полосу рассеяния (рис. 4.25). Прямая, проведенная по точкам среднего участка этой КДУР, пересекает вертикальные асимптоты $\zeta = \pm 1$ (этому соответствует в обычных координатах $K_{\max} = K_{th}$, $K_{fc}$) в точках $A$ и $B$, разность ординат которых $\zeta_2 - \zeta_1 = \lg (v_2/v_1) = 4$. Такая общая закономерность характерна для КДУР по крайней мере конструкционных сплавов при малой ($R < 0{,}2$) асимметрии цикла, для которых $\lg (v_2/v_1)$ находится в пределах 3,2—4,2. Отсюда, вос-

---

Рис. 4.25. Точки 19 различных КДУР сталей и алюминиевых сплавов в безразмерных координатах [108].


ζ
2
1
0
-1
-2
-3
A
B
-1,0
-0,5
0
0,5
ξ

пользовавшись уравнением (4.4), получим следующую феноменологическую зависимость:

$$n \lg (K_{fc}/K_{th}) = 3{,}2 \div 4{,}2. \tag{4.40}$$

Максимальная ширина полосы, за исключением крайних участков КДУР, равна 0,55, что соответствует максимальному значению отношения наибольшей и наименьшей скоростей РУТ при заданном $\xi$, равном 3,5. Это отвечает обычно максимальному рассеянию скоростей РУТ в одном материале (правда, без сглаживания).

## 4.10. Характеристики циклической трещиностойкости материалов и их определение

Заключенная в КДУР информация о сопротивлении материала РУТ выражается количественно через характеристики его ЦТ, роль которых аналогична роли упругих констант, пределов упругости, текучести и т. д. при описании деформационных свойств материала по диаграмме растяжения. Таких характеристик должно быть как можно меньше, но достаточно для того, чтобы обеспечить однозначное воспроизведение КДУР с точностью, соответствующей присущему ей рассеянию экспериментальных точек. Отсюда на практике вытекают две основные задачи: прямая — определить по экспериментальным данным характеристики ЦТ материала и обратная — воспроизвести КДУР материала по известным характеристикам.

Основными характеристиками служат четыре величины [106, 108]: пороговый $K_{th}$ и критический $K_{fc}$ КИН материала (называемые также порог усталости и циклическая вязкость разрушения) и параметры $n$ и $K^* = [(10^7 C)^{1/n} (1 - R)]^{-1}$ степенного уравнения (4.4), описывающего средний участок КДУР в диапазоне значений $K_{max}$ от $K_{1-2}$ до $K_{2-3}$ (см. рис. 4.11). Последние две величины рассматриваются в качестве вспомогательных характеристик материала. Параметры $K_{th}$, $K^*$, $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ могут быть выражены также через размах КИН цикла; $\Delta K_{th} = (1 - R) K_{th}$, $\Delta K^* = (1 - R) K^*$ и т. д. Для описания аномальных КДУР вводят дополнительные параметры, которые выбирают в каждом конкретном случае.

Все характеристики ЦТ имеют свою геометрическую интерпретацию и могут быть найдены (см. п. 4.11) по КДУР в результате определенных построений. Каждая характеристика относится к определенному участку КДУР: $K_{th}$ — к участку низких, $n$ и $K^*$ — средних, а $K_{fc}$ — высоких скоростей РУТ, и только дополнительные характеристики $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ относятся одновременно к двум участкам, которые разграничивают.

**Характеристики $n$ и $K^*$.** Выбор параметров $n$ и $K^*$ в качестве основных характеристик обусловлен тем, что с их помощью независимо от порогового $K_{th}$ и критического $K_{fc}$ КИН можно описать средний прямолинейный участок КДУР, исследованием которого, как наиболее важного с прикладной точки зрения, ограничиваются в большинстве случаев. Однако использовать при этом прямо коэффициент $C$, фигурирующий в уравнении (4.4), нельзя по рассмотренным ниже причинам. Замечено, что материалы с высокими значениями $n$ имеют низкие значения $C$, и наоборот, т. е. возрастание $n$ сопровождается интенсивным падением $C$. Такая закономерность была описана аналитически уравнением регрессии [109, 110]

$$\lg C = an + b \quad (a, b < 0). \tag{4.41}$$

Коэффициенты $a$ и $b$ определяли многие исследователи; в табл. 4.5 приведены лишь те их значения, выбранные из различных источников (подроб-

щей см. [111]), которые получены в результате обработки большого количества экспериментальных данных. Несмотря на то что значения $C$ изменяются примерно на шестнадцать порядков (от $10^{-25}$ до $10^{-9}$ $(МПа\cdot\sqrt{м})^{-n}\times$ $\times$ м/цикл), а $n$ почти на порядок (1—11, а в единичных случаях и выше), значения $a$ и $b$ довольно стабильны для обширных классов материалов (сталей, алюминиевых сплавов), причем коэффициент корреляции $r$ не опускается ниже 0,95 (см. табл. 4.5). Результаты испытаний образцов разной толщины, после различной термообработки и в различных средах (влажный и сухой воздух, вакуум), включая агрессивные (вода, 3%-ный раствор NaCl), при различных частотах и температурах хорошо укладываются на одну линию регрессии (рис. 4.26). (Исключение составляют результаты, полученные в воде на стали 60ХС [112] и 45ХН2МФА после различных температур отпуска, где $n$ и $C$ одновременно возрастали.) Пожалуй, только асимметрия цикла может повлиять на коэффициенты $a$ и $b$ [113], хотя этот фактор исследователи не учитывают.

Таблица 4.5. **Параметры уравнений регрессии (4.41) и (4.42)**

| Материал | $-a$ | $A$ | $-b$ | $B\cdot10^8$ | $r$ |
|---|---|---|---|---|---|
| Стали | 1,23 | 17,0 | 7,30 | 5,01 | — |
| | 1,12 | 13,2 | 7,51 | 2,88 | — |
| | 1,30 | 20,0 | 7,09 | 8,13 | 0,979 |
| | 1,35 | 22,4 | 7,03 | 9,33 | 0,973 |
| | 1,33 | 21,4 | 7,07 | 8,51 | — |
| | 1,56 | 36,3 | 6,63 | 23,4 | — |
| | 1,25 | 17,8 | 7,30 | 5,01 | — |
| | 1,45 | 28,2 | 6,87 | 13,5 | — |
| | 1,55 | 35,5 | 6,57 | 26,9 | — |
| | 1,26 | 18,2 | 7,26 | 5,50 | — |
| | 1,49 | 30,9 | 6,76 | 17,4 | 0,997 |
| | 1,51 | 32,1 | 6,77 | 17,0 | — |
| | 1,28 | 19,1 | 7,21 | 6,17 | 0,962 |
| Среднее значение | 1,36 | — | 7,03 | — | — |
| Алюминиевые сплавы | 1,18 | 15,1 | 6,14 | 72,4 | 0,977 |
| | 1,50 | 31,6 | 5,96 | 110 | — |
| | 1,25 | 17,8 | 7,00 | 10,0 | — |
| | 1,12 | 13,3 | 6,28 | 52,0 | 0,970 |
| | 1,13 | 13,5 | 6,40 | 40,0 | — |
| Среднее значение | 1,24 | — | 6,36 | — | — |

Примечание. Все данные приведены для случая, когда $C$ выражено в $(МПа\cdot\sqrt{м})^{-n}\cdot$м/цикл.

Полная КДУР в логарифмических координатах криволинейна и лишь ее средний участок описывается хорошо выражением (4.4). Для выделения среднего участка (т. е. определения величин $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$) необходимо, чтобы КДУР содержала хотя бы переходы к участкам низких и высоких скоростей. Это условие почти никогда не соблюдалось, значения $n$ и $C$ определялись в узком диапазоне скоростей, отличающихся не более чем на два порядка, причем часто уже на переходе к участку высоких скоростей. И все же полученные данные удовлетворяют соотношению (4.41). Из-за такой

универсальности уравнения (4.41) складывается неправильное мнение, что скорость РУТ зависит только от одного параметра, а если предположить, что коэффициент $C$ или $n$ можно выразить через обычные характеристики материала (пределы текучести и прочности, предельную деформацию при растяжении, показатель упрочнения и т. п. [114, 115]), то она в среднем участке КДУР полностью ими определяется. Это, однако, экспериментально не подтверждается, а расчет скорости РУТ на основании уравнения (4.41) приводит к значительному снижению точности, как видно из следующего примера [111]. С помощью уравнения (4.40) формула (4.4) приводится к виду

$$v = B(\Delta K/A)^n, \qquad (4.42)$$

где $A = 10^{-a}$, $B = 10^b$ (см. табл. 4.5).

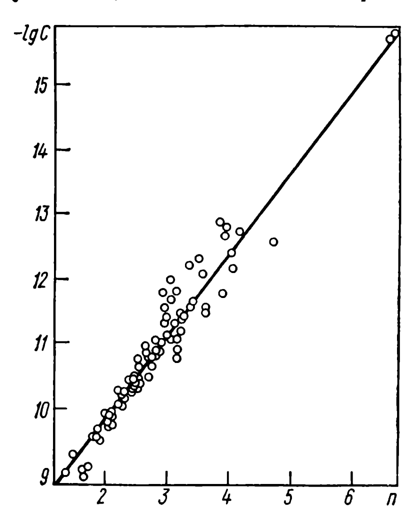



Рис. 4.26. Корреляционная связь между параметрами $C$ и $n$ по данным испытаний 80 марок сталей [111].

По восьми значениям $n$ и $C$ алюминиевых сплавов вычислены коэффициенты $a$ и $b$ (коэффициент корреляции $r = 0{,}97$) и затем по формуле (4.42) найдены скорости РУТ для каждого материала. Эти скорости отличаются от скоростей, найденных по уравнению (4.4), в 1,02—2,70 (в среднем 1,70) раза. Во многих случаях, несмотря на высокий коэффициент корреляции, эти погрешности еще больше. Поэтому рекомендовать уравнение (4.42) для определения скорости РУТ нельзя. Да в этом и нет потребности, поскольку, вычисляя по экспериментальным значениям $v$ и $\Delta K$ показатель $n$, одновременно получают значение $C$.

Из уравнения (4.42) следует, что все КДУР должны пересекаться в одной точке ($\Delta K = A$, $v = B$), лежащей, как видно из приведенных в табл. 4.5 данных, в пределах участка средних скоростей РУТ. Однако в действительности такой общей закономерности не наблюдается, хотя в отдельных случаях тенденция к сближению КДУР при $v = B$ есть.

Размерность коэффициента $C$—$L^{n/2+1} M^{-n} T^{2n}$($L$, $M$, $T$ — размерность длины, массы и времени соответственно) непостоянна, так как зависит от параметра $n$ и, следовательно, от всех факторов, влияющих на него. При переходе от одних единиц КИН к другим (это равносильно умножению $\Delta K$ в формуле (4.4) на некоторый коэффициент $\gamma$ и делению $C$ на $\gamma^n$) изменяется значение $C$, причем ранжировка материалов по этой величине может также измениться. Одновременно примут новые значения коэффициенты регрессии $a$ и корреляции $r$:

$$a_1 = a - \lg\gamma, \quad r_1 = [1 + a^2(1 - r^2)/(ra_1)^2]^{-1/2}. \qquad (4.43)$$

Из формул (4.43) видно, что коэффициент корреляции тем выше, чем больше $|a_1|$, а при $a_1 = 0$ ($\gamma = 10^a$) он будет равным нулю. В этом случае

уравнение (4.41) принимает вид $\lg C = b$, вырождаясь в тривиальное тождество: среднее значение $\lg C$ равно самому себе, так как $b$ определяется из условия минимума квадратов отклонений как среднее значение $\lg C$. Например, в результате обработки по методу наименьших квадратов значений $C$ и $n$ восьми алюминиевых сплавов Е. Никколс [110], измеряя $K$ в фунтах, деленных на дюйм квадратный, умноженный на корень квадратный из дюйма (т. е. в psi $\cdot \sqrt{\text{in}}$), получил: $a = -4{,}136$ и $r = 0{,}996$. Если $K$ измерять в МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ ($\gamma = 1{,}099 \cdot 10^{-3}$) или в тонна-силах на сантиметр в степени 3/2 (тс/см$^{3/2}$) ($\gamma = 1{,}121 \cdot 10^{-4}$), то для этих же данных $a_1 = -1{,}177$, $r_1 = 0{,}977$ и $a_1 = -0{,}185$, $r_1 = 0{,}447$ соответственно. Последний коэффициент корреляции столь мал, что на уровне значимости 0,1 корреляция вообще отсутствует. При переходе к еще более крупной единице — ГПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ ($\gamma = 1{,}099 \cdot 10^{-6}$) коэффициент корреляции снова возрастает ($r = 0{,}980$), а коэффициент регрессии станет положительным ($a = 1{,}823$), т. е. $C$ будет возрастать вместе с $n$. Все это отражает тот факт, что изменение наклона среднего участка КДУР, т. е. параметра $n$, ведет к изменению длины отрезка, отсекаемого прямой, аппроксимирующей этот участок, на оси $\lg \Delta K = 0$ ($\Delta K = 1$), равной $\lg C$. Это изменение тем больше, чем дальше в данных единицах измерения КИН находится эта ось от диапазона размаха КИН $\Delta K$, соответствующего участку средних скоростей РУТ. Если выбрать единицы КИН так, чтобы точка пересечения попадала в данный диапазон, то корреляция между величинами $C$ и $n$ исчезает.

Таким образом, связь между параметрами $n$ и $C$ по сути не является стохастической и ее можно рассматривать как корреляцию лишь тогда, когда условно будут считаться случайными такие факторы, как химический состав и структура материала, среда, частота нагружения и т. п. Их влияние совместно с влиянием действительно случайных и не поддающихся учету факторов (различия в методиках испытаний и обработки результатов, колебания температуры, влажности воздуха и т. п.) вызывает отклонения от линии регрессии (4.41), которые скрыты в ничтожных (при употребляемых единицах измерения КИН — МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$, psi $\cdot \sqrt{\text{in}}$, кгс/мм$^{3/2}$) отклонениях коэффициента корреляции от единицы. Отсюда видно, что уравнение (4.41) не содержит сколь-либо полезной информации об исследуемом явлении, отражая лишь тот факт, что вызванное перечисленными выше факторами изменение скорости РУТ в пределах среднего участка КДУР мало по сравнению с большими изменениями коэффициента $C$. Таким образом, коэффициент $C$ не может служить количественной характеристикой этих изменений скорости РУТ, а ведь они являются главным объектом исследований.

Следовательно, необходимо установить вместо коэффициента $C$ второй (наряду с $n$) параметр уравнения (4.4) так, чтобы он, будучи независимым от $n$, мог вносить новую информацию о ЦТ материала как ее самостоятельная характеристика. Поскольку в конкретных случаях влияние определенного фактора приводит к одновременному изменению обоих параметров, что выражается в каждом случае другой зависимостью между ними, для реализации требования независимости уместно применить статистические методы. Переписав уравнение (4.4) в виде

$$v = v^* (\Delta K / K^*)^n, \qquad (4.44)$$

заметим, что этим требованиям удовлетворяет величина $v^*$ при фиксированном значении $K^* = A$ или величина $K^*$ при фиксированном $v^* = B$.

Следует отклонить кажущееся естественным предложение [114] принять $\Delta K^* = (1 - R) K_c$ ($K_c$, в частности $K_{Ic}$,—статическая вязкость разрушения), поскольку $K_c > A$ и это снова-таки приведет к корреляционной связи между параметрами $v^*$ и $n$. Такое предложение равнозначно вве-

нию в уравнение (4.4) третьего параметра, так как на участке средних скоростей, в отличие от такового для высоких их значений, $K_c$ ($K_{Ic}$) не является определяющим фактором и материалы с отличающимися значениями $K_c$ могут здесь вести себя одинаково (например, при испытаниях образцов различных толщин). Кроме того, введение $K_c$ может привести к новым трудностям, так как его значение в некоторых случаях вообще не может быть определено, в то время как применимость КИН на среднем участке ($K_{max} < 0,5\ K_c$) почти всегда обеспечена. При $\Delta K = (1 - R)\ K_c$ формула (4.44) неприменима и параметр $v^*$ не имеет прямого физического смысла. Хотя предложенные выше варианты выбора второго независимого параметра ($v^*$ или $K^*$) формально эквивалентны, преимущество следует отдать второму из них по следующим соображениям. Поскольку диапазон скоростей РУТ, соответствующий среднему участку КДУР различных материалов, в отличие от диапазона размаха КИН, относительно стабильный, легче выбрать такое фиксированное значение $v^*$, чтобы оно соответствовало для всех материалов реальной скорости РУТ на этом участке, за исключением, может быть, аномальных случаев и высоких ($R > 0,6$) асимметрий цикла.

С целью определения конкретного значения $v^*$ по литературным данным составлена выборка достоверных значений параметров $C$ и $n$ для сталей, для которых приводилась методика испытаний, свидетельствующая о корректности этих испытаний. В результате соответствующих вычислений найдено то значение $v^*$, при котором корреляция между $v^*$ и $K^*$ исчезает [111]. Это $v^* = 10^{-7,06} \approx 0,9 \cdot 10^{-7}$ м/цикл, что практически совпадает со средним значением приведенных в табл. 4.5 коэффициентов $B$ для сталей. Учитывая приближенный стохастический характер этой величины, можно принять для удобства вычислений $v^* = 10^{-7}$ м/цикл. Величины $K^*$, подсчитанные при $v^* = 10^{-7}$ м/цикл, не зависят от $n$ (рис. 4.27). Об отсутствии корреляционной связи между параметрами $K^*$ и $n$ свидетельствует также ничтожно малый коэффициент корреляции $r = 0,08$. В отличие от параметра $C$, который в выборке изменяется на семь порядков, параметр $K^*$, как и $n$, изменяется четырехкратно и эти изменения обусловлены различиями в свойствах сталей. Для сплавов других металлов значения параметра $v^*$ будут отличаться от $10^{-7}$ м/цикл (например, для алюминиевых сплавов, как видно из табл. 4.5, $v^* \approx 10^{-6,36} \approx 4 \cdot 10^{-7}$ м/цикл) и коэффициент корреляции возрастет [116]. Однако ради унификации записи формулы (4.44) этим можно, по-видимому, пренебречь. Таким образом, уравнение (4.4) следует писать в виде [111, 117]

$$v = v^* (K_{max}/K^*)^n = v^* (\Delta K/\Delta K^*)^n \quad (v^* = 10^{-7} \text{ м/цикл}) \qquad (4.45)$$

и считать величины $n$ и $K^*$ характеристиками ЦТ материала. Найденное значение $v^* = 10^{-7}$ м/цикл близко к скорости РУТ при $R \approx 0$, соответствующей середине $K_{max} = \sqrt{K_{th} K_{fc}}$ полной КДУР, а также к той минимальной скорости, которая равна микроскорости, определенной по шагу усталостных бороздок в изломе [49, 51, 56, 59].

**Пороговый коэффициент интенсивности напряжений.** Пороговый КИН $K_{th}$ или его размах $\Delta K_{th}$ определяется по предельной нагрузке, ниже которой трещина не растет. Наличие порогового КИН (или его размаха) предполагалось уже первыми исследованиями РУТ [3, 4], обнаружившими нераспространяющиеся трещины. Действительно, на образование новых поверхностей в теле затрачивается определенная работа, а для ее выполнения необходимы определенные, пусть и малые, напряжения, без которых другие факторы (химические взаимодействия, движение атомов и т. п.) не могут привести к разрушению путем развития трещины. Однако не-

ясно, при каких условиях существует физический пороговый КИН как некоторая фундаментальная характеристика материала подобно физическим пределам текучести или выносливости, и когда можно говорить лишь о некотором его условном значении, зависящем от выбранной базы и конкретных обстоятельств испытаний. По-видимому, истинный пороговый КИН существует в том случае, когда КДУР на участке низких скоростей РУТ после резкого загиба вниз становится очень крутой, приближаясь к вертикальной асимптоте, абсциссу которой отождествляют с пороговым КИН. Во многих случаях такой загиб и последующий выход на асимптоту

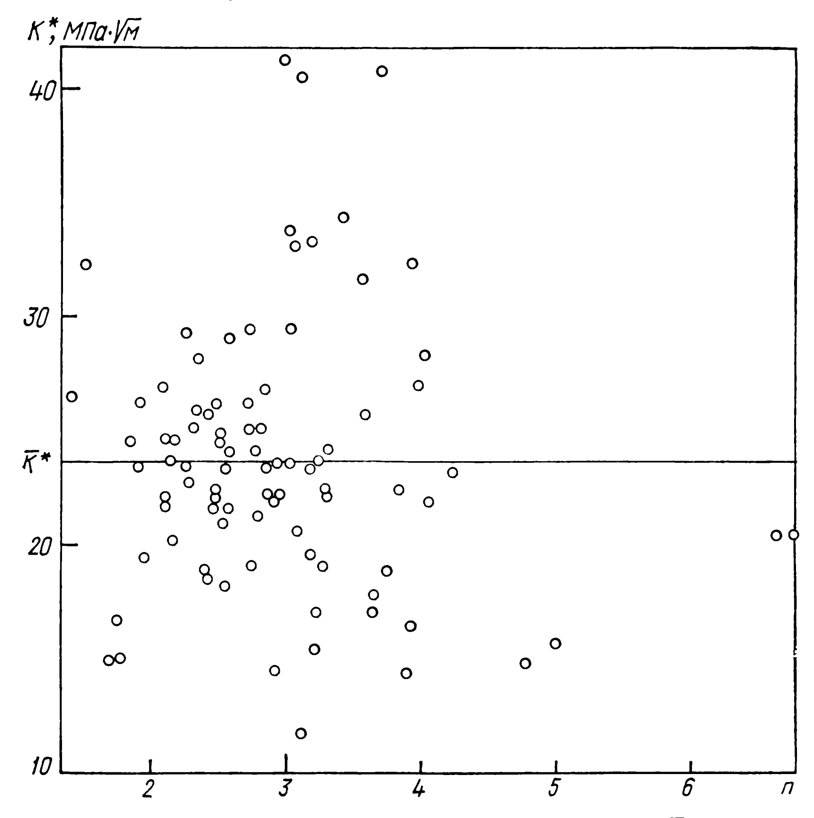



Рис. 4.27. Распределение величин $K^*$ по параметру $n$ ($\bar{K}^*$ — **среднее** значение) по тем же данным, что и на рис. 4.26.

происходит в диапазоне скоростей $5 \cdot 10^{-9}$—$10^{-10}$ м/цикл ([118], см. рис. 4.11—4.19), а наличие точек в его пределах обычно достаточно для определения порогового КИН $K_{th}$. Однако часто КДУР загибается только при скоростях $10^{-11}$—$10^{-10}$ м/цикл (рис. 4.28, *а*). В то же время в редких случаях КДУР остается пологой вплоть до скоростей $10^{-13}$ м/цикл (рис. 4.28, *б*), и определить пороговый КИН практически невозможно.

Метод прямого экспериментального определения порогового КИН по нагрузке, при которой трещина останавливается или, наоборот, сдвигается (эти нагрузки, по-видимому, не тождественны, как, например, не равны

критические КИН $K_{Ic}$, определенные по страгиванию и остановке трещины), в связи с большим рассеянием данных и необходимостью многократного повторения опыта практически применяется редко. Наиболее распространены способы определения порогового КИН $K_{th}$ по нижнему участку КДУР, которые делятся на две группы. Способы первой из них определяют «истинный» пороговый КИН $K_{th}$ путем нахождения асимптоты $K_{max} = K_{th}$. Это можно сделать в результате геометрического построения или

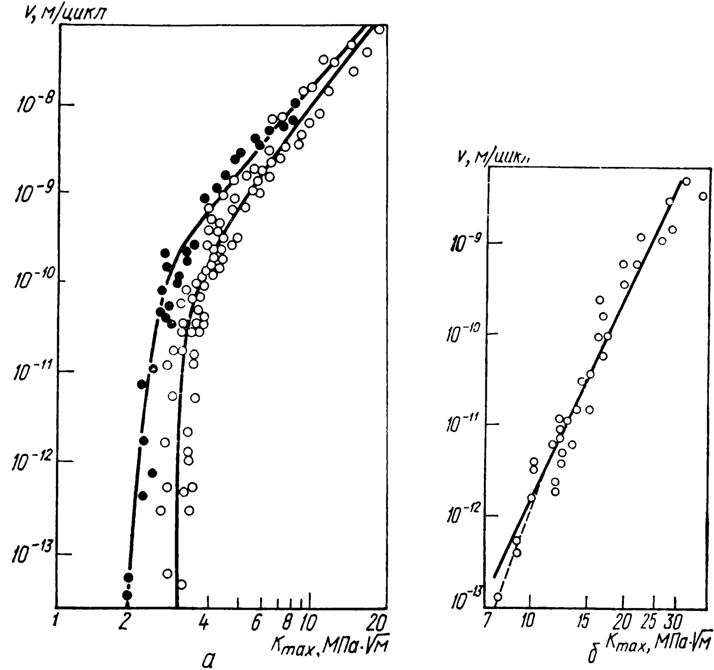



Рис. 4.28. Участок низких скоростей РУТ на КДУР, снятый на образцах в виде полосы с краевой трещиной при симметричном цикле нагрузки ($R = -1$) и частоте циклов 20—21 кГц:

*а* — техническая медь (99,9 %) после отжига (диаметр зерна 20 мкм, $\sigma_в = 235$ МПа, $\sigma_{0,2} = 69$ МПа, относительное удлинение 45 % при 293 К) в 3,5 %-ном водном растворе NaCl (●), силиконовом масле (О) [119, 120]; *б* — сталь типа 20Х13 после закалки и высокого отпуска (феррит, $\sigma_в = 800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 630$ МПа) в 3,5 %-ном водном растворе NaCl (штриховой линией показан предполагаемый ход КДУР при $v < 10^{-12}$ м/цикл)) [118, 120].

обработки экспериментальных данных по соответствующему уравнению скорости РУТ, в которое пороговый КИН $K_{th}$ входит как параметр, при условии, что расположение экспериментальных точек на первом участке КДУР указывает на наличие асимптоты. Однако необходима осторожность, так как не исключено появление при низких скоростях РУТ локальных аномалий, которые могут совершенно изменять предполагаемый ход КДУР и соответственно значения порогового КИН $K_{th}$. Так, на КДУР $\alpha$-титана, испытываемого в 3,5%-ном водном растворе NaCl, ниже загиба выявлен горизонтальный участок при $v = 10^{-9}$ м/цикл, на котором размах КИН изменяется от 5,5 МПа·$\sqrt{м}$ (предполагаемый $K_{th}$) до 4,0 МПа · $\sqrt{м}$

при постоянной скорости РУТ [121]. Часто, особенно в коррозионных средах, происходит интенсивное падение скорости РУТ при ее значениях примерно $10^{-8}$ м/цикл (см. рис. 4.14), которое можно ошибочно принять за приближение к пороговому КИН Порой случайное расположение точек в пределах небольшого участка также может привести к преждевременному выводу. Например, по пяти точкам КДУР, представленной на рис. 4.28, *б*, в диапазоне скоростей $5\cdot10^{-11}$ — $2\cdot10^{-10}$ м/цикл можно было бы неверно заключить о наличии порогового КИН, равного 16 МПа$\cdot\sqrt{м}$, если бы КДУР кончалась этими точками.

Вторая группа способов состоит в нахождении условного порогового КИН на основании выбранного по договоренности отклонения от точного (согласно определению) значения определяющего его параметра. Так, пороговый КИН $K_{th}$ предлагают находить (по аналогии с методикой вычисления предела пропорциональности по ГОСТ 1497—84) как значение $K_{max}$, при котором тангенс угла наклона касательной к построенной по экспериментальным точкам кривой $\lg v = f(\lg K_{max})$ принимает некоторое большое (вместо бесконечно большого) значение, например 25. (Эта цифра соответствует в среднем такому значению $K_{max}$, понижение которого на 10% приводит к десятикратному уменьшению скорости РУТ). Однако сейчас на практике чаще всего применяются методы определения условного порогового КИН (аналогично, как условных пределов текучести и упругости по ГОСТ 1497—84) как наибольшего значения или размаха КИН, соответствующего заданной малой (вместо нулевой по определению) пороговой скорости РУТ — $v_{th}$. Пока нет общепринятого значения пороговой скорости: разные авторы выбирают ее из диапазона $5\cdot10^{-10}$—$10^{-11}$ м/цикл. Здесь не рассматривается предложение назначить эту скорость в каждом случае в соответствии с условиями эксплуатации конкретных изделий столь малой, чтобы ее влиянием на их циклическую долговечность можно было пренебречь, так как такой способ определения порогового КИН $K_{th}$ ведет к потере им значения характеристики ЦТ материала. Н. Фрост с сотрудниками [3] предложил считать пороговую скорость равной параметру кристаллической решетки материала, т. е. для конструкционных сплавов в среднем $v_{th} \approx 3\cdot10^{-10}$ м/цикл. Другие исследователи увеличивают это значение до нескольких таких параметров — размера активационного объема, останавливаясь, однако, на $v_{th} = 5\cdot10^{-10}$ м/цикл [7]. Все они аргументируют свой выбор тем, что меньшие скорости РУТ лишены физического смысла, с чем согласиться нельзя, так как речь идет о средней скорости, а продвижение трещины чередуется с длительными ее остановками (см. п. 4.4). Поскольку указанные скорости во многих случаях соответствуют загибу или даже среднему участку КДУР, пороговую скорость $v_{th}$ стремятся понизить, однако ненамного, так как это сопряжено с резким возрастанием трудоемкости и продолжительности испытаний (большинство исследователей ограничиваются $v_{th} = 10^{-10}$ м/цикл). В соответствии с этим и в связи с применением на практике сильно отличающихся по чувствительности методов измерения длины трещины нормативно-технический документ [106] рекомендует при определении порогового КИН продолжать испытания, медленно понижая нагрузки до тех пор, пока трещина не остановится, а точнее, ее продвижение на протяжении $v_{th}^{-1}\Delta l_{min}$ циклов (где $v_{th} = 10^{-10}$м/цикл, $\Delta l_{min}$—минимальный, поддающийся измерению применяемым методом прирост трещины в метрах) нельзя будет замерить из-за малости. Таким образом, если даже трещина не остановится, то скорость ее роста не будет превышать $10^{-10}$ м/цикл. Оценить, насколько найденный при скорости $v_{th} = 10^{-10}$ м/цикл условный пороговый КИН $K_{10^{-10}}$ отличается от истинного $K_{th}$, можно по данным испытаний различных материалов, про-

веденных при ультразвуковых частотах циклов (~20 кГц) до скоростей РУТ $10^{-13}$—$10^{-14}$ м/цикл [118—120]. В случаях, когда КДУР резко поворачивает вниз только при скоростях РУТ ниже $10^{-10}$ м/цикл, соответствующий этой скорости максимальный КИН $K_{max}$ может оказаться на 25 % выше, чем пороговый $K_{th}$, определенный по наиболее низким скоростям (табл. 4.6). При испытаниях в коррозионной среде благодаря временнóму эффекту эта разница увеличивается вдвое. В то же время значения КИН при $v_{th} = 10^{-11}$ м/цикл отличаются в этих случаях от пороговых не более чем на 10 %. Это послужило основанием для все чаще высказываемого мнения [118], что для оценки истинного порогового КИН материала необходимо иметь КДУР до скоростей $10^{-11}$ м/цикл. При описанном подходе значения условного порогового КИН определяют, принимая во внимание всю совокупность точек на первом участке (т. е. начиная с загиба) КДУР, по построенной на глаз кривой, или вычисляют по уравнению скорости РУТ, описывающему первый участок (см. п. 4.11). Методика испытаний должна обеспечить в максимальной степени независимость результатов от их условий — в первую очередь от взаимосвязанных предыстории нагружения и ЗТ, существенно влияющих на припороговые скорости РУТ.

**Таблица 4.6. Увеличение максимального КИН при скорости РУТ $10^{-10}$ м/цикл по отношению к пороговому (симметричный цикл нагружения) [118]**

| Материал | Увеличение, % | |
|---|---|---|
| | в воздухе | в 3,5 %-ном водном растворе NaCl |
| Техническая медь | 25 | 38 |
| Техническое железо (0,036 % С, менее 0,1 % Mn) | 20 | 38 |
| Сталь типа 20Х13 | 14 | — |
| Нержавеющая сталь AISI 304 (аналог 04Х19Н10) | — | 28 |
| Алюминиевый сплав системы Al—Mg типа АМг5 | 20 | — |

Известны также способы определения порогового КИН, отличающиеся от обычных, например по явлению задержки трещины [122]. В этом случае после внезапного уменьшения начальной нагрузки, приложенной к образцу с трещиной, его испытывают дальше на протяжении $5 \cdot 10^6$ циклов. Если при этом трещина не вырастет хотя бы на 0,3 мм, нагрузку повышают и испытания продолжают. Так поступают до тех пор, пока трещина не начнет стабильно (т. е. без последующего замедления и остановки) развиваться. Соответствующее этому значение размаха КИН $\Delta K_1$ тем меньше, чем меньше был начальный размах $\Delta K_0$, причем со снижением последнего разница между ними уменьшается. Получив на нескольких образцах при различных начальных нагрузках значения $\Delta K_1$ и $\Delta K_0$, строят в двойных логарифмических координатах прямую, изображающую зависимость между ними, и продолжают ее до точки, в которой $\Delta K_0 = \Delta K_1$. Найденное таким образом значение размаха КИН $\Delta K_1$ рассматривают как базисный пороговый размах КИН.

Существует также метод [123], аналогичный методу определения предела выносливости. Гладкие образцы нагружаются большими циклически-

ми нагрузками до появления трещины пока неизвестных размеров. Затем образцы отжигаются для снятия остаточных напряжений и маркировки контура трещины и испытываются по обычной методике усталостных испытаний. В результате строится кривая долговечности, отличающаяся от кривой усталости тем, что напряжения в ней заменены начальными значениями КИН, рассчитанными по номинальным напряжениям и результатам проведенных после долома измерений исходной трещины. Найденный по кривой долговечности аналог предела выносливости и есть искомый пороговый КИН. Эти методы не получили распространения в связи с трудностями реализации и недостаточной обоснованностью.

**Критический коэффициент интенсивности напряжений.** Критический КИН $K_{fc}$ (или $K_{Ifc}$ в случае максимального стеснения пластической деформации и разрушения отрывом), при котором наступает быстрое спонтанное продвижение трещины (долом образца), долгое время не отличали от КИН при статическом нагружении — $K_c$ ($K_{Ic}$). Это отразилось в авторской записи большинства уравнений скорости РУТ (см. табл. 4.1), где фигурировала величина $K_c$ ($K_{Ic}$), а также было положено в основу метода определения значений $K_{Ic}$ по испытаниям на усталость [124], т. е. по значениям $K_{Ifc}$. Однако установлено [125, 126], что критический КИН $K_{fc}$ может быть существенно меньше критического КИН $K_c$, особенно при низких температурах. Это объясняется различными скоростями нагружения и, главным образом, разным состоянием материала у фронта трещины вследствие появления при циклическом нагружении остаточных напряжений и развития усталостного повреждения. Длина наблюдаемых визуально ПЗ при усталости значительно (до двух раз для стали 08) меньше, чем при статике [127]. Образцы с исходной усталостной трещиной, образованной при низких нагрузках, при различных начальных значениях КИН $K_{max} = K_0$, бóльших $K_{fc}$ ($K_{Ifc}$), но меньших от $K_c$ ($K_{Ic}$), в условиях, когда КИН увеличивался с РУТ, разрушаются лишь после определенного числа циклов, необходимого для локального повреждения материала [128]. Это происходит тем позже и при тем меньших значениях $K_{max} = K_{fc} < K_c$, чем меньше было его начальное значение $K_0$. Увеличение отношения пределов $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ (например, после нейтронного облучения материала) приводит к падению отношения $K_{fc} / K_{Ic}$. В результате оно наибольшее для циклически сильно разупрочняющихся материалов (рис. 4.29, *1*) и уменьшается при переходе к слабо разупрочняющимся и особенно к циклически стабильным и упрочняющимся материалам (кривая *2*). Таким образом, критический КИН $K_{fc}$ — монотонно убывающая функция числа циклов от значения $K_{Ic}$ при $N = 0$ до некоторого минимального $K_{fcmin}$, достигаемого спустя определенное время (обычно после $10^3$—$10^5$ циклов). С падением критического КИН $K_{fc}$ тесно связан нестабильный РУТ [128, 130], когда стабильное продвижение трещины чередуется со скачками, во время которых мгновенная скорость перемещения фронта трещины достигает значений, характерных для испытаний на динамическую трещиностойкость материалов. Длина скачков $d$ примерно равна размеру ПЗ [131], оцененному по формуле

$$d = \frac{1}{\alpha\pi} (K_{max}/\sigma^{ц}_{пц})^2 \qquad (4.46)$$

(где $\alpha$ — коэффициент, который в случае плоской деформации равен 3; $\sigma^{ц}_{пц}$ — циклический предел пропорциональности), и увеличивается по мере роста КИН. Это подтверждает допустимость предположения, что усталостное повреждение в основном сосредоточено в ПЗ, причем здесь срабатывает временной эффект: для накопления нужного для разрушения критического

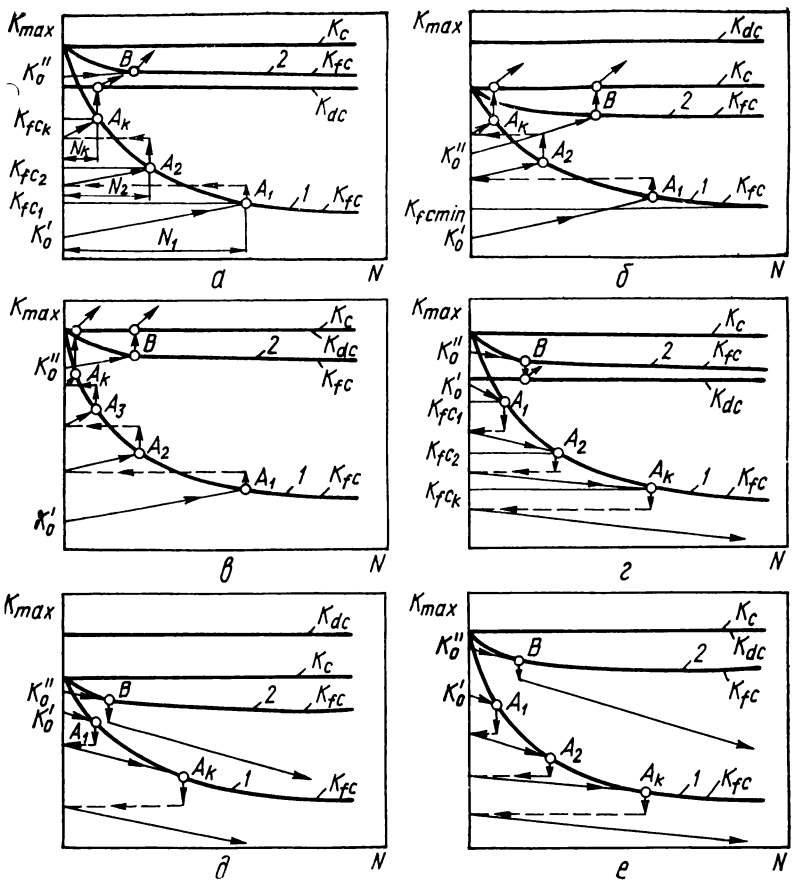



Рис. 4.29. Схемы РУТ на переходе от стабильного усталостного разрушения к спонтанному хрупкому во время испытаний с увеличивающимся (*а*, *б*, *в*) и уменьшающимся (*г*, *д*, *е*) по мере продвижения трещины максимальным КИН $K_{max}$ при большом (кривая *1*, циклически сильно разупрочняющиеся материалы) и малом (кривая *2*, циклически слабо разупрочняющиеся и упрочняющиеся, а также стабильные материалы) понижении критического КИН $K_{fc}$ с ростом числа циклов для материалов с различными соотношениями характеристик статической ($K_c$), динамической ($K_{dc}$) и циклической ($K_{fc}$) трещиностойкости материала: $K_{fc} \leqslant K_{dc} < K_c$ (*а*, *г*), $K_{fc} < K_c < K_{dc}$ (*б*, *д*) и $K_{fc} < K_{dc} = K_c$ (*в*, *е*) [129].

уровня деструкций скорость повреждения должна превышать скорость стабильного РУТ. Наличие скачков приводит к резкому возрастанию средней скорости РУТ, что отражается в загибе вверх КДУР на третьем участке. Загиб будет существовать, хотя и более плавный, если эти скачки (их следует отличать от соизмеримых с элементами структуры микроскачков, которые характерны для третьего участка КДУР) не принимать во внимание при расчете скорости РУТ [132].

Изложенные результаты были обобщены [129] в виде схем (см. рис. 4.29), описывающих переход от стабильного к спонтанному РУТ для достаточно хрупких материалов. Эти схемы позволяют прогнозировать завершающую стадию усталостного разрушения при заданном режиме нагружения в зависимости от циклического изменения механических свойств материала, в частности циклической вязкости разрушения, если известны характеристики статической ($K_c$) и динамической ($K_{dc}$) трещиностойкости (существование вполне определенного значения последней предполагается). Схемы предусматривают, что КИН будут увеличиваться (рис. 4.29, *а*, *б*, *в*) или уменьшаться (рис. 4.29, *г*, *д*, *е*) с РУТ, причем критический КИН $K_{fc}$ может сильно (кривая *1*) или слабо (кривая *2*) изменяться в процессе циклического нагружения. В сильно разупрочняющемся материале в случае, когда $K_c > K_{dc}$ (рис. 4.29, *а*, кривая *1*), с ростом (трещины максимальный КИН $K_{max}$ будет увеличиваться от своего начального значения $K_0'$, пока после $N_1$ циклов не достигнет критического $K_{fc_1} = K_{fc}(N_1)$ (точка $A_1$) и трещина не проскочит через циклически поврежденную зону, что сопровождается мгновенным увеличением максимального КИН $K_{max}$. Затем отсчет циклов начинается заново и после $N_2$ циклов при $K_{max} = K_{fc_2} = K_{fc}(N_2)$ (точка $A_2$) произойдет второй скачок. Скачки будут повторяться, пока во время последнего из них при $K_{fc_k} = K_{fc}(N_k)$ (точка $A_k$) значение $K_{max}$ не достигнет критической величины $K_{dc}$ и трещина с большой скоростью пройдет образец насквозь, разделяя его на две части. В материалах со слабым изменением критического КИН $K_{fc}$, для которых $K_{fc} > K_{dc}$ (рис. 4.29, *а*, кривая *2*), $K_{max}$ будет расти на протяжении $N_k$ циклов, начиная от $K_0''$ до $K_{fc}(N_k)$ (точка *В*), при достижении которого наступит внезапное (поскольку $K_{fc} > K_{dc}$) разрушение образца. В случае, когда при стабильном развитии трещины $K_{max}$ достигнет значения $K_{dc}$ раньше, чем значения $K_{fc}$, то разрушение не произойдет, так как для этого нужна большая начальная скорость РУТ. Если $K_{max}$ падает с РУТ при сохранении всех прочих условий предыдущего случая (рис. 4.29, *г*), то разрушение возможно только при высоких начальных значениях $K_{max}$, больших $K_{dc}$, если во время РУТ максимальный КИН $K_{max}$ достигнет критического КИН $K_{fc}$ раньше, чем критического КИН $K_{dc}$. В остальных лучаях ($K_{fc_i} < K_{dc}$) будут происходить через определенные числа циклов все более короткие скачки трещины (точки $A_1$, $A_2$, $A_k$), пока максимальный КИН $K_{max}$ не достигнет значений, меньших $K_{fc\min}$, и замедляющийся ее рост не станет стабильным. Если $K_{dc} > K_c > K_{fc}$, то усталостное разрушение после одного или нескольких скачков наступит только в случае увеличивающегося с ростом трещины КИН (рис. 4. 29, *б*) в момент достижения максимальным КИН $K_{max}$ значения критического КИН $K_c$, а затем и критического КИН $K_{dc}$. При уменьшающемся КИН (рис. 4.29, *д*) образец никогда не разрушится, хотя затухающие скачки трещины возможны. Все сказанное выше остается в силе, когда $K_{dc} = K_{Ic}$ (рис. 4.29, *в*, *е*).

Есть сведения, что циклическая вязкость разрушения может быть выше статической, например для высокопластичных алюминиевых сплавов средней прочности АВпч, АД33, АД35 и сплавов повышенной вязкости разрушения В95пчТ2 и 1201, для которых $K_{Ic}^2/\sigma_{0,2}^2 \geqslant 6{,}4$ мм, испытанных с соблюдением всех требований нормативных документов [133]. Такая инверсия,

причины которой неясны, не вписывается в изложенную выше схему, хотя формально может быть изображена с ее помощью, если допустить, что в этом случае трещиноскойкость материала во время циклирования повышается (возможными причинами этого могут быть, например, микроветвление трещины, изменение микроструктуры сплава и т. п.), а не падает.

Таким образом, циклическая вязкость разрушения не всегда может быть четко определена даже при наличии хрупкого долома. В этом случае наряду с максимальным КИН $K_{max}$, соответствующим последнему скачку $K_{fc_k}$, который ближе всего подходит к принятому определению $K_{fc}$, важным становится значение $K_{max} = K_{fc_1}$ в начале нестабильного движения трещины, причем обе эти величины зависят в какой-то мере от предыстории нагружения, а также размеров образца и трещины, определяющих число скачков, интенсивности нарастания КИН и т. д.

Во втором крайнем случае развитых ПЗ определение критического КИН $K_{fc}$ ограничивается применимостью КИН как параметра разрушения, критерии которого еще достаточно не разработаны. Очевидно, если КДУР не имеет третьего участка, соответствующего загибу вверх с выходом на вертикальную асимптоту, критический КИН $K_{fc}$ не определяют, ограничиваясь, как и в случае порога усталости, значением максимального КИН $K_{max}$, соответствующим определенной скорости РУТ. Однако часто, несмотря на относительно большие ПЗ и косой излом, КДУР сохраняет свой типичный S-образный вид и критический КИН $K_{fc}$ оценивают графически или аналитически как параметр описывающего третий участок КДУР уравнения. Такая ситуация возникает при испытании образцов из ограниченных по толщине заготовок и полуфабрикатов (листовой прокат, трубы и т. п.). Полученный в результате условный критический КИН $K_{fc}$ содержит полезную информацию как характеристика ЦТ образца данных размеров и как параметр описывающего КДУР уравнения.

Для завершения описания КДУР нужны еще параметры, определяющие нижнюю $K_{1-2}$ и верхнюю $K_{2-3}$ границы ее среднего прямолинейного участка. Эти дополнительные характеристики находят согласно некоторой договоренности . Например, в соответствии с методическими указаниями [106] их находят как максимальные КИН $K_{max}$, при которых тангенс угла наклона касательной к кривой $\lg v = f(\lg K_{max})$ увеличивается на 25 % по сравнению с его значением в средней части $n$.

## 4.11. Математическая модель роста усталостной трещины для определения характеристик циклической трещиностойкости

**Требования к математической модели роста усталостной трещины.** Характеристики ЦТ материала находят в результате оптимального приближения КДУР, образованной экспериментальными точками, адекватным аналитическим выражением. Критерием качества приближения при этом служит минимизированное соответствующим подбором параметров значение суммарного квадратического отклонения. Только пороговый $K_{th}$ и критический $K_{fc}$ КИН могут быть определены прямо из эксперимента, хотя вычисление их условных значений путем аппроксимации соответствующих участков КДУР аналитическим выражением при выполнении некоторых требований допустимо и часто предпочтительнее. Для решения прямой задачи — определения по КДУР характеристик ЦТ, а также для решения обратной — воспроизведения по этим величинам КДУР — необ-

ходимо выбрать адекватную математическую модель РУТ. Применение для этой цели рассмотренных выше формул (см. п. 4.9) затруднено по следующим причинам [134—136].

1. Параметры формул, кроме порогового $K_{th}$ и критического $K_{fc}$ КИН, не могут быть непосредственно связаны с КДУР, а размерность коэффициента $A$ (см. табл. 4.1) определяется значениями показателей степеней, что обусловливает его сложную зависимость от этих величин. В результате прямое нахождение параметров из КДУР невозможно.

2. Параметры формул (за исключением $K_{th}$ и $K_{fc}$) не являются характеристиками ЦТ материала, между ними нет однозначной зависимости, позволяющей произвести пересчет одних в другие. В частности, характеристика ЦТ среднего участка $n$ (см. уравнение (4.45)) не может быть достаточно просто и точно вычислена по параметрам этих формул.

3. При определении параметров формул используется полная совокупность экспериментальных точек, в результате на ход кривой в пределах данного участка КДУР будут влиять в той или иной мере точки остальных участков в зависимости от их распределения по количеству и других обстоятельств. В частности, на пороговый КИН $K_{th}$ будут воздействовать также точки второго и третьего участков, а на критический КИН $K_{fc}$ — первого и второго.

4. С помощью предложенных формул неудобно описывать неполную КДУР, т. е. при отсутствии отдельных участков. Если известны параметры, найденные по точкам одного или двух участков КДУР, то присоединение последующего участка вызывает необходимость заново все пересчитывать, так как их значение, как правило, сильно изменяется.

5. Формулы по своей структуре не приспособлены для описания аномальных КДУР.

**Конкретизация модели.** Перечисленных недостатков не имеет модель, описывающая КДУР по участкам следующим образом [134, 135]:

$$v = \begin{cases} AF_1^q\,(K_{\max},\,K_{th}^*) & (K_{th}^* < K_{\max} < K_1), \\ 10^{-7}\,(K_{\max}/K^*)^n & (K_1 \leqslant K_{\max} \leqslant K_2), \\ BF_2^r\,(K_{\max},K_{fc}^*) & (K_2 < K_{\max} < K_{fc}). \end{cases} \qquad (4.47)$$

Здесь $F_1\,(K_{\max},\,K_{th}^*)$ и $F_2\,(K_{\max},\,K_{fc}^*)$ — непрерывные и дифференцируемые соответственно в интервалах $(K_{th}^*,\,K_1)$ и $(K_2,\,K_{fc}^*)$ функции, которые удовлетворяют общим условиям

$$\lim_{K_{\max}\to K_{th}} F_1\,(K_{\max},\,K_{th}^*) = 0 \quad \text{и} \quad \lim_{K_{\max}\to K_{fc}^*} F_2\,(K_{\max},\,K_{fc}^*) = \infty\,.$$

На среднем участке сохраняется модифицированное уравнение Пэриса (4.45), а параметры $A$, $q$, $B$ и $r$ находят из условия непрерывности функции (4.47) и ее производной в точках с абсциссами $K_1$ и $K_2$:

$$q = n\,\frac{F_1\,(K_1,\,K_{th}^*)}{K_1F_1'\,(K_1,\,K_{th}^*)}\;; \qquad A = 10^{-7}\,(K_1/K^*)^n F_1^{-q}\,(K_1,\,K_{th}^*),$$

$$r = n\,\frac{F_2\,(K_2,\,K_{fc}^*)}{K_2F_2'\,(K_2,\,K_{fc}^*)}\;; \qquad B = 10^{-7}\,(K_2/K^*)^n F_2^{-r}\,(K_2,\,K_{fc}^*)\,, \qquad (4.48)$$

где

$$F_1'(K_1, K_{th}^*) = \frac{dF_1(K_{max}, K_{th}^*)}{dK_{max}} \quad (K_{max} = K_1);$$

$$F_2'(K_2, K_{fc}^*) = \frac{dF_2(K_{max}, K_{fc}^*)}{dK_{max}} \quad (K_{max} = K_2).$$

Конкретный вид зависимостей $F_1(K_{max}, K_{th})$ и $F_2(K_{max}, K_{fc})$ выбирают из условия согласования с экспериментальными данными Желательно, чтобы модель (4.47) имела в двойных логарифмических координатах ($\lg v$, $\lg K_{max}$) центрально-симметричный график. Это приводит к условию

$$F_2(K_{max}, K_{fc}^*) = C/F_1(1/K_{max}, 1/K_{fc}^*) \tag{4.49}$$

($C$ — постоянная), выполнение которого при $r = q$ и $K_1K_2 = K_{th}^*K_{fc}^*$ обеспечивает требуемую симметрию, причем последнее равенство можно использовать для простейшей проверки КДУР на симметричность. Из различных простых видов функции $F_1(K_{max}, K_{th}^*)$ для более точной проверки была выбрана зависимость типа $F_1(K_{max}, K_{th}^*) = K_{max}^m - K_{th}^{*m}$ ($m$ — фиксированное натуральное число), которой по условию (4.49) соответствует $F_2(K_{max}, K_{fc}^*) = K_{max}^m/(K_{fc}^{*m} - K_{max}^m)$.

Таблица 4.7. **Среднее значение среднего квадратического отклонения $\bar{S}$ в зависимости от показателя** $m$

| $m$ | 1 | 2 | 3 | 4 |
|---|---|---|---|---|
| $\bar{S}$ | 0,094 | 0,096 | 0,099 | 0,103 |

После подстановки этих выражений в формулу (4.47) и учета равенств (4.48) получается модель, с помощью которой приближались данные проверочного набора. Наименьшее среднее квадратическое отклонение (меньшее, чем для формулы (4.20)) достигается при $m = 1$ (табл. 4.7). Таким образом, уравнение скорости РУТ можно записать в виде [136]

$$v = \begin{cases} A(K_{max} - K_{th}^*)^q & (K_{th}^* < K_{max} < K_1), \\ 10^{-7}(K_{max}/K^*)^n & (K_1 \leqslant K_{max} \leqslant K_2), \\ BK_{max}^r/(K_{fc}^* - K_{max})^r & (K_2 < K_{max} < K_{fc}^*), \end{cases} \tag{4.50}$$

где $q = n(1 - K_{th}^*/K_1)$; $A = 10^{-7}(K_1/K^*)^n/(K_1 - K_{th}^*)^q$;

$r = n(1 - K_2/K_{fc}^*)$; $B = 10^{-7}(K_2/K^*)^n/(K_{fc}^*/K_2 - 1)^r$,

или окончательно

$$v = 10^{-7}[F(K_{max})/K^*]^n, \tag{4.51}$$

где

$$F(K)=\begin{cases} K_1\left(\dfrac{K_{max}-K_{th}^*}{K_1-K_{th}}\right)^{1-K_{th}^*/K_1} & (K_{th}^*<K_{max}<K_1),\\ K_{max} & (K_1\leqslant K_{max}\leqslant K_2),\\ K_2\left(\dfrac{K_{fc}^*/K_2-1}{K_{fc}^*/K_{max}-1}\right)^{1-K_2/K_{fc}^*} & (K_2<K_{max}\leqslant K_{fc}^*).\end{cases}$$

Полученная математическая модель типичной КДУР в общем случае полностью определяется шестью параметрами: $K_{th}^*$, $K_{fc}^*$, $n$, $K^*$, $K_1$ и $K_2$. Если потребуется применить другую модель, то ее параметры можно вычислить по параметрам предложенной. Однако необходимо учитывать следующее. Параметры модели, хотя и полностью соответствуют, но, строго говоря, не будут, за исключением $n$ и $K^*$, тождественно равны тем величинам, которые являются согласно принятому определению характеристиками ЦТ материала. Ведь условный пороговый КИН $K_{th}$ обычно находят как значение максимального КИН $K_{max}$ при некоторой выбранной по договоренности конечной, хотя и весьма малой, скорости РУТ $v_{th}$ = $= 10^{-10}$ м/цикл ($10^{-11}$ м//цикл). В то же время параметр $K_{th}^*$ соответствует $v = 0$ и, следовательно, между ними существует согласно уравнению (4.50) следующее соотношение:

$$K_{v_{th}} = K_{th}^* + (v_{th}/A)^{1/q}. \qquad (4.52)$$

При определении критического КИН $K_{fc}$ ($K_{Ifc}$) конечной скоростью долома можно пренебречь, хотя следует иметь в виду, что найденная как параметр $K_{fc}^*$ циклическая вязкость разрушения может оказаться некорректной и даже фиктивной, так как образец еще до ее достижения пришел в пластичное состояние или в нем началось нестабильное скачкообразное продвижение трещины.

Параметры $K_1$ и $K_2$, разграничивающие интервалы действия формулы (4.50), хотя и близки к дополнительным характеристикам ЦТ $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ (поэтому могли бы быть приблизительно приняты в качестве их), но отличаются от них (всегда $K_{1-2}\leqslant K_1$ и $K_{2-3}\geqslant K_2$), так как последние по замыслу должны определять участок КДУР, в котором практически допустимо (при заданной предельной погрешности) применение степенной зависимости (4.45). Использовав как условие для вычисления значений $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ $\alpha$-кратное превышение параметра $n$ угловым коэффициентом касательной к графику функции (4.50) в двойных логарифмических координатах, получим

$$K_{1-2} = \frac{\alpha K_1 K_{th}^*}{(\alpha-1)K_1 + K_{th}^*}, \quad K_{2-3} = [(\alpha-1)K_{fc}^* + K_2]/\alpha \qquad (4.53)$$

и, в частности, при $\alpha = 1{,}25$ [106]

$$K_{1-2} = 5\,\frac{K_1 K_{th}^*}{K_1 + 4K_{th}^*}, \quad K_{2-3} = (K_{fc}^* + 4K_2)/5, \qquad (4.54)$$

Расчет по формулам (4.52) и (4,53) делается уже после определения всех параметров.

Запись модели в виде (4.47) позволяет вычислять значения ее параметров по точкам тех участков КДУР, к которым они относятся: $K_{th}^*$ — по точкам первого, $n$ и $K^*$ — второго, $K_{fc}^*$ — третьего, $K_{1-2}$ — первого и второго, а $K_{2-3}$ — второго и третьего. При этом начинать надо с определения характеристик $n$ и $K^*$, так как они входят в выражения, описывающие крайние участки. Для вычисления параметров модели по экспериментальным массивам $v$ — $K_{max}$ (или $v$ — $\Delta K$) разработана программа для ЭВМ [136]. Однако до начала расчета рекомендуется оценить графически их значения, возможность чего является важным преимуществом модели.

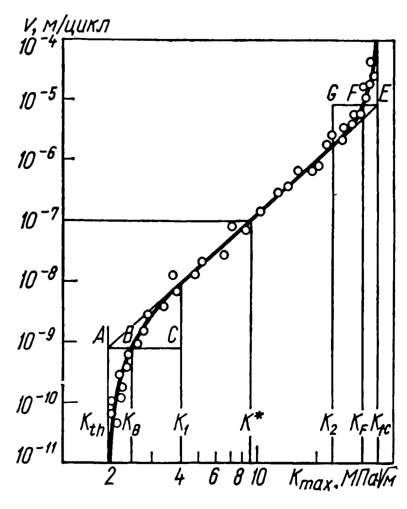



Рис. 4.30. Графический метод определения характеристик ЦТ.

**Графическая оценка параметров модели.** Вначале на глаз по экспериментальным точкам КДУР вычерчивают кривую (рис. 4.30). К ней (в крайнем случае по ее продолжениям) на крайних участках проводят асимптоты и устанавливают соответствующие им максимальные КИН $K_{max}$, которые считают приближенными значениями параметров $K_{th}^*$ и $K_{fc}^*$ соответственно. Если на крайнем участке наименьших скоростей РУТ кривая достаточно плавная, так что предугадать положение асимптоты невозможно, определяют максимальный КИН $K_{max}$ при $v = v_{th} = 10^{-10}$ м/цикл и, умножая его на 0,6—0,80 (множитель тем меньше, чем более плавная кривая), получают грубую оценку значения параметра $K_{th}^*$. Так же поступают в аналогичных неопределенных случаях при оценке параметра $K_{fc}^*$, увеличивая на 30—70 % значение максимального КИН $K_{max}$ при скорости РУТ $10^{-5}$ м/цикл. По наклонной прямой, аппроксимирующей средний участок КДУР, находят параметр $n$ как ее угловой коэффициент и величину $K^*$ — абсциссу точки с ординатой $v = 10^{-7}$м/цикл.

Параметры $K_1$ и $K_2$ можно оценить на глаз как концы прямолинейного участка КДУР. Была предложена также следующая, вытекающая из формул (4.51) процедура [136]. Отрезок прямой, описывающей средний участок КДУР, продолжают до пересечения с асимптотой $K_{max} = K_{th}^*$ в точке $A$ (см. рис. 4.30). Далее, через точку $A$ проводят горизонтальную прямую, которая пересекает КДУР в точке $B$ с абсциссой $K_B$. Для графического определения $K_1$ устанавливают зависимость между величинами $x = |AB| = \lg (K_B/K_{th}^*)$ и $y = |AC| = \lg (K_1/K_{th}^*)$, предполагая, что КДУР описывается моделью (4.51). Из условия равенства скоростей РУТ в точке $K_{max} = K_1$, общей для первого и второго участков,

$$10^{-7} (K_{th}^*/K^*)^n = 10^{-7} \left[ \frac{K_1}{K^*} \left( \frac{K_B - K_{th}^*}{K_1 - K_{th}^*} \right)^{1-K_{th}^*/K_1} \right]^n$$

получают

$$x = \lg \frac{K_B}{K^*_{th}} \lg [1 + (z - 1)\, z^{z/(1-z)}) \quad (z = 10^y = K_1/K^*_{th}).$$

Из этого соотношения видно, что функциональная связь $y = f(x)$ не зависит от параметров модели.

Применив метод равномерного приближения квадратичной зависимостью с условием $y = 0$ при $x = 0$, получим

$$y=(2{,}047x + 2{,}779)\,x \text{ и } K_1 = K^*_{th}\left(\frac{K_B}{K^*_{th}}\right)^{2{,}799+2{,}047\lg(K_B/K^*_{th})} \quad (4.55)$$

с относительной погрешностью, не превышающей 3 % при $x<0{,}24$, если $K_B < 1{,}7K^*_{th}$. Однако наиболее простой становится формула (4.55), когда $x < 0{,}1$, и с погрешностью не больше 3,5 % получаем

$$y = 3x, \quad K_1 = K_B^3/K_{th}^2. \quad (4.56)$$

Отсюда вытекает простой графический способ определения $K_1$ (см. рис. 4.30): откладывая от точки $A$ по горизонтали отрезок $x = AC$, длина которого равна длине отрезка $AB$, умноженной на отношение $y/x$, рассчитанное по формуле (4.55) или (4.56), получаем точку с абсциссой $K_1$. Так как выражение, описывающее третий участок КДУР, выбрано из условия симметрии (4.49), то параметр $K_2$ определяем аналогично как абсциссу точки $G$, используя формулы (4.55) и (4.56), в которых величины $K^*_{th}$, $K_B$ и $K_1$ следует заменить соответственно на $K^*_{fc}$, $K_F$ и $K_2$.

Графические построения в случае типичных КДУР с малым рассеянием точек при определенном опыте исполнителя дают в результате вполне приемлемые КДУР и оценки характеристик ЦТ, порой лучшие, чем полученные с помощью расчета по неудачно выбранным математическим моделям.

Важное преимущество описания КДУР по участкам состоит в том, что оно пригодно и для нетипичных КДУР. Обычно их аномальный участок выделяют и описывают особым, ему адекватным уравнением, а для остальных используют те части общей формулы (4.50), которые соответствуют им.

Наиболее просто это сделать при локализованной аномалии. Например, при наличии скачка (см. рис. 4.12) соответствующий ему промежуток $[K', K'']$ исключают, а КДУР описывают уравнениями (4.50). При этом считают абсциссы $K'$ и $K''$ концом первого и началом второго участков соответственно и не используют условий непрерывности и плавности КДУР [4.48] при $K_{max} = K_1$.

Аналогично для КДУР, представленной на рис. 4.13, выделяют горизонтальный участок в промежутке $[K', K'']$ и не требуют непрерывности и плавности функции при $K_{ma} = K_2$ В случае скачка (см. рис. 4.12) КДУР можно разделить также на две части, которые описывают соответственно уравнениями

$$\begin{aligned} v &= AK^p_{max}(K_{max} - K_{th})^q \quad (K_{th} < K_{max} < K'), \\ v &= BK^s_{max}/(K_{fe} - K_{max})^r \quad (K'' < K_{max} < K_{fc}). \end{aligned} \quad (4.57)$$

Такое обобщение формул удобно для вычислений, так как введенные дополнительные параметры $s$ и $q$ после логарифмирования входят в выражение линейно.

При обработке данных следует попробовать частные случаи $p = 0$ и $s = r$ и, если при этом качество аппроксимации заметно не ухудшается, применить формулу с меньшим числом параметров.

КДУР с «горбом» (см. рис. 4.14) или впадиной (см. рис. 4.15) при наличии выраженного прямолинейного участка описываются так же, как и типичные, но без сопряжения участков. При описании КДУР без загиба вверх (см. рис. 5.16) или вниз (см. рис. 4.28, *б*), а также с обрывом (см. рис. 4.18) части формулы (4.51), соответствующие отсутствующим участкам диаграммы, отбрасывают.

ГЛАВА 5

# МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

## 5.1. Общие положения

**Сущность и цель испытаний.** Испытания по определению скорости РУТ и характеристик ЦТ материалов на стадии РУТ заключаются в последовательном измерении через некоторые промежутки времени (числа циклов) характерного размера $l$ (длина и (или) глубина) растущей в образце трещины и соответствующих чисел циклов нагружения. Результаты измерения, представленные в виде таблиц $l$ — $N$ (исходный массив данных), а также графиков — так называемых кривых РУТ ($l = f(N)$), дают первичную информацию о кинетике разрушения испытываемого образца. По этим данным вычисляют скорость РУТ как некоторый усредненный прирост трещины за один цикл $v = \Delta l/\Delta N$ и ставят ей в соответствие параметр разрушения — величину, контролирующую состояние материала и процесс разрушения в области предразрушения у фронта трещины. Главная цель испытаний — определение зависимости скорости РУТ от параметра разрушения, которая характеризует свойство материала сопротивляться РУТ, т. е. его ЦТ, при данных условиях. Графически такая зависимость представляется КДУР, которую строят, откладывая по осям системы координат точки, ордината которых — скорость РУТ, а абсцисса — соответствующий ей параметр разрушения. Величины, определяющие КДУР, рассматриваются как количественные характеристики ЦТ материала. КДУР служат базой, к которой относят результаты исследований РУТ и сопутствующих процессов, полученные в механике и смежных областях науки (физика твердого тела, материаловедение, физическая химия и т. д.) свойственными им методами, так как нельзя говорить, например, о механизмах разрушения или взаимодействии материала со средой, не указывая, к какому участку КДУР они относятся. В прикладном аспекте КДУР и характеристики ЦТ в комплексе с другими показателями механических свойств используются для выявления влияния различных металлургических и технологических факторов с целью сравнения и оптимизации имеющихся и разработки новых химических составов, процессов производства и упрочнения материалов. На их основе оценивают работоспособность в эксплуатационных условиях для обоснованного выбора материала конкретных элементов машин и сооружений. Сведения о ЦТ полезны при разработке рациональных форм конструкций и являются исходными для прогнозирования во время проектирования безопасного ресурса конструкций при предполагаемых дефектности и экстремальных рабочих условиях. На стадиях изготовления и эксплуатации на их основе устанавливают допустимость обнаруженных дефектов, назначают межинспекционные интервалы, а также методы неразрушающего контроля. И наконец, с их помощью производят контроль качества и экспертизу аварий.

Испытания материалов на ЦТ, т. е. сопротивление распространению трещины при циклическом нагружении, регламентируются в СССР межотраслевым нормативно-техническим документом — Методическими указа-

ниями [1], утвержденными к применению постановлением Госкомитета СССР по стандартам, а также отраслевыми нормативами [2]. В США действует стандарт ASTM E647 — 83 [3], который ограничивается испытаниями при постоянной амплитуде нагрузки и скоростями РУТ выше $10^{-8}$ м/цикл. Опубликован также (пока для информации) метод [4], включающий определение низких скоростей РУТ и испытания при понижающейся нагрузке. Создание этих документов сопровождала значительная работа по анализу и обобщению теоретических и экспериментальных исследований и разработке методик [5—10]. Излагаемые ниже методы испытаний находятся в соответствии с РД 50-345—82.

**Область применимости.** Методика испытаний разработана применительно к типичному для усталости случаю, когда трещина развивается в своей плоскости перпендикулярно наибольшим растягивающим напряжениям (трещина отрыва, или трещина типа I), причем образец остается в своей массе линейно-упругим. Тогда применима линейная механика разрушения, в которой параметром разрушения служит КИН отрыва ($K_I = K$), определяемый в предположении малости деформации на основании решения линейных уравнений теории упругости и учитывающий интегрально значение и способ приложения нагрузки, форму и размеры образца и трещины. Таким образом, предполагается не только малость (на порядок и более) неупругой (пластической) зоны у фронта трещины по сравнению с длиной трещины и расстоянием ее фронта от края образца, но и доминирование в разрушении механического фактора над происходящими во времени изменениями состояния и свойств материала в области предразрушения в результате внутренних процессов (особенно при высоких гомологических температурах), а также взаимодействия с поверхностно-активной (агрессивной) средой, т. е. теми процессами, которые КИН не учитывает. Полученные в результате испытаний сведения о скорости РУТ и ЦТ материала должны базироваться исключительно на установившихся значениях скоростей, а измерения, выполненные во время переходных периодов, при обработке данных не используются. Остальные требования, направленные на обеспечение инвариантности полученных в результате испытаний зависимостей и характеристик ЦТ, рассматриваются ниже при описании методик.

Проведение испытаний при нарушении изложенных выше условий требует в общем новых подходов, однако во многих случаях основные положения настоящей методики остаются в силе и лишь дополняются специфическими требованиями.

**Характеристики циклической трещиностойкости материала.** КДУР, построенные на базе максимального КИН $K_{max}$ и его размаха $\Delta K$,— равноправны и при постоянной асимметрии цикла ($R$ = const) различаются лишь масштабом по оси абсцисс, а в случае использования логарифмической шкалы смещены относительно друг друга на lg (1—$R$) вдоль нее. При знакопеременном цикле нагружения КДУР строят, как правило, по наибольшему КИН цикла.

КДУР содержит полученную в результате испытаний информацию о сопротивлении развитию трещины при циклическом нагружении, которое количественно выражается через следующие четыре основных параметра КДУР — характеристики ЦТ материала (рис. 5.1):

пороговый КИН $K_{th}$ или пороговый его размах $\Delta K_{th}$ (порог усталости) — максимальное значение наибольшего КИН цикла или его размаха, при котором трещина не развивается;

критический КИН (циклическая вязкость разрушения) $K_{fc}$ — значение наибольшего КИН цикла, при котором наступает долом образца, в частности, его значение $K_{Ifc}$ достигается при максимальном стеснении пластических деформаций и разрушении отрывом;

$n$ и $K^*$ или $\Delta K^*$ — параметры уравнения

$$v = v^* (K_{max}/K^*)^n = v^* (\Delta K/\Delta K^*)^n \qquad (5.1)$$

при $v^* = 10^{-7}$ м/цикл, аппроксимирующего средний участок КДУР. В уравнении (5.1), записанном в виде

$$v = C\Delta K^n = C_1 K^n_{max}, \qquad (5.1,а)$$

коэффициент $C$ (в единицах $(Па \times \sqrt{м})^{-n}$·м/цикл определяется через характеристики $n$ и $K^*$ или $\Delta K^*$ по формуле

$$C = 10^{-7} (\Delta K^*)^n = 10^{-7}[(1-R)K^*]^{-n};$$

$$C_1 = 10^{-7} (K^*)^{-n} = 10^{-7} \left(\frac{\Delta K^*}{1-R}\right)^{-n}.$$

Дополнительные характеристики ЦТ материала — наибольший КИН или

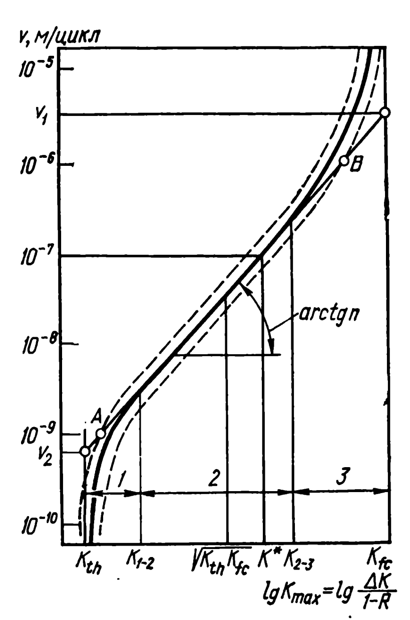



Рис. 5.1. Типичная КДУР (схема):
*1, 2, 3 — участки диаграммы (штриховая линия ограничивает полосу рассеяния).*

его размах, определяющие начало ($K_{1-2}$, $\Delta K_{1-2}$) и конец ($K_{2-3}$, $\Delta K_{2-3}$) среднего прямолинейного участка КДУР.

Для материалов, у которых КДУР отклоняются от типичных, возможно, отдельные характеристики ЦТ нельзя будет определить. Для описания таких аномальных диаграмм вводятся при необходимости новые параметры, устанавливаемые в конкретных случаях.

Для сопоставления материалов и анализа различных условий испытаний можно использовать наибольшее значение КИН $K_v$ (или его размах $\Delta K_v$), соответствующее определенным скоростям РУТ (последнее рекомендуется выбирать из ряда $10^{-p}$ м/цикл, где $p = 3, 4, 5, 6, \ldots$ — натуральное число), или скорость роста трещины $v_K(v_{\Delta K})$ при заданных значениях $K_{max}$ ($\Delta K$) (в МПа·$\sqrt{м}$).

Сравнительной характеристикой ЦТ материала может служить кривая долговечности (аналог кривой усталости), которая изображает зависимость числа циклов нагружения до разрушения образца с начальной трещиной от наибольшего начального КИН цикла $K_0$ или его размаха $\Delta K_0$. Испытания для построения кривых долговечности проводят на образце заданной формы и размеров при неизменных цикле нагрузки и прочих условиях. Различных значений $K_0$ (или $\Delta K_0$) на разных образцах достигают соответствующим изменением нагрузки, сохраняя подобие цикла нагрузки.

**Виды испытаний.** Различают основные (базисные) и специальные испытания. Основные испытания служат для получения исходных сведений о

ЦТ материала и определения ее табличных (нормируемых) характеристик. Их приводят при строго регламентированных условиях в полном диапазоне нагрузок — от пороговых, ниже которых трещина не развивается, до критических, когда наступает долом или потеря несущей способности образца. КДУР, полученная в результате основных испытаний,— базовая, а соответствующие характеристики — базовые характеристики материала.

Специальные испытания проводят в полном или ограниченном диапазоне нагрузок с определенной научно-исследовательской или практической целью. Например, для изучения влияния на скорость РУТ отдельных факторов (параметров цикла нагрузки, термообработки, среды, температуры и т. п.), имитации эксплуатационных условий работы материала, контроля его качества, получения справочных данных по техническим требованиям. Условия специальных испытаний выбирают в соответствии с их назначением.

Испытания проводят при изменяющихся или постоянных параметрах цикла КИН. В первом случае, как правило, поддерживаются неизменными параметры цикла нагрузки, что по мере РУТ приводит обычно к непрерывному увеличению КИН. Для достижения низких скоростей РУТ испытания проводят с падающей (дискретно ступенями или непрерывно) нагрузкой так, чтобы добиться постепенного уменьшения КИН.

Во втором случае параметры цикла КИН остаются постоянными. Такой способ особо рекомендуется для специальных испытаний с целью определения влияния некоторого фактора на скорость РУТ, так как он позволяет осуществить это в чистом виде при постоянных всех прочих условиях. Постоянства КИН можно достичь, используя отдельно или в комплексе следующие приемы: соответствующий выбор формы и способа нагружения образца, применение испытательных машин жесткого нагружения (с заданными перемещениями), или резонансного типа, включением образца как элемента в статически неопределимую систему, а также изменением нагрузки по мере роста трещины.

## 5.2. Образцы

**Требования.** Образцы для испытаний на ЦТ должны удовлетворять следующим основным требованиям, вытекающим в первую очередь из условий однозначности и воспроизводимости результатов опытов.

1. Устойчивость роста трещины в ее плоскости. Причины отклонения трещины от исходной плоскости могут быть разные: анизотропия материала, появление касательных напряжений в плоскости трещины ($K_{II}$, $K_{III} \neq 0$) из-за неточностей в реализации схемы нагружения и случайных, не поддающихся учету, отклонений трещины в сторону, а также двухосность приложенных напряжений, когда параллельные трещине растягивающие напряжения ($\sigma_x$) превышают ей перпендикулярные ($\sigma_y$). Такая ситуация возникает, например, в образцах типа двухконсольной балки, на которой во избежание криволинейного развития трещины приходится делать в ее плоскости на лицевых поверхностях направляющие канавки. Как исключение при испытаниях образцов из тонколистовых материалов допускается поворот плоскости развития трещины и образование косого излома, если его ось совпадает с осью начальной трещины.

2. Устойчивость формы фронта трещины: в процессе РУТ он должен оставаться подобным самому себе, а оси его симметрии не должны сдвигаться. В этом случае РУТ может быть описан одним параметром, например в плоских образцах — ее длиной. Для испытаний применяются, как правило, образцы с однопараметрической трещиной. Исключение составляют образцы с поверхностной трещиной, фронт которой аппроксимируется

полуэллипсом, определяемым двумя размерами: длиной на поверхности и глубиной (соотношение их в процессе испытаний все время меняется).

Поскольку на практике рассмотренные условия всегда в какой-то мере нарушаются, важно, чтобы такие нарушения не привели к существенной ошибке, так как измерить отклонения и тем более их учесть при расчете КИН весьма затруднительно, а в точной постановке практически невозможно. Существенные изменения формы могут возникнуть во время роста коротких трещин, инициируемых у надрезов. Нарушения устойчивости фронта ограничивают, например, применение цилиндрических образцов с кольцевой трещиной при испытаниях на циклическое растяжение или изгиб при мягком нагружении с вращением, когда случайные причины (перекос в захватах, неточность формы образца, локальная неоднородность материала и т. п.) приводят к постепенно возрастающим отклонениям от осевой симметрии фронта трещины. Аналогично случайные нарушения симметрии роста трещин, возникшие при растяжении равномерно распределенными усилиями полосы с центральной или двумя боковыми трещинами, имеют тенденцию к возрастанию.

3. Наличие при заданном способе нагружения формулы для вычисления с достаточной точностью КИН. Несмотря на хорошо разработанные методы решения задач для тел с трещинами, реализация этого требования наталкивается в отдельных случаях на принципиальные трудности, связанные с неопределенностью условий. Например, при изгибе образцов с вращением нельзя точно определить зону контакта берегов трещины в сжатой их части, а в ряде случаев и фронт трещины.

4. Обеспечение за счет формы, размеров и схемы нагружения образцов их деформации в упругой области и отсутствия потери устойчивости формы образца, в частности выпучивания берегов трещины. В пределах рабочего диапазона длин трещины напряжения в образце, включая и те, которые не влияют на КИН, не должны резко изменяться. В этой связи, например, прохождение трещиной зоны сжатия под точкой (площадкой) приложения силы при трехточечном изгибе следует исключить из рассмотрения.

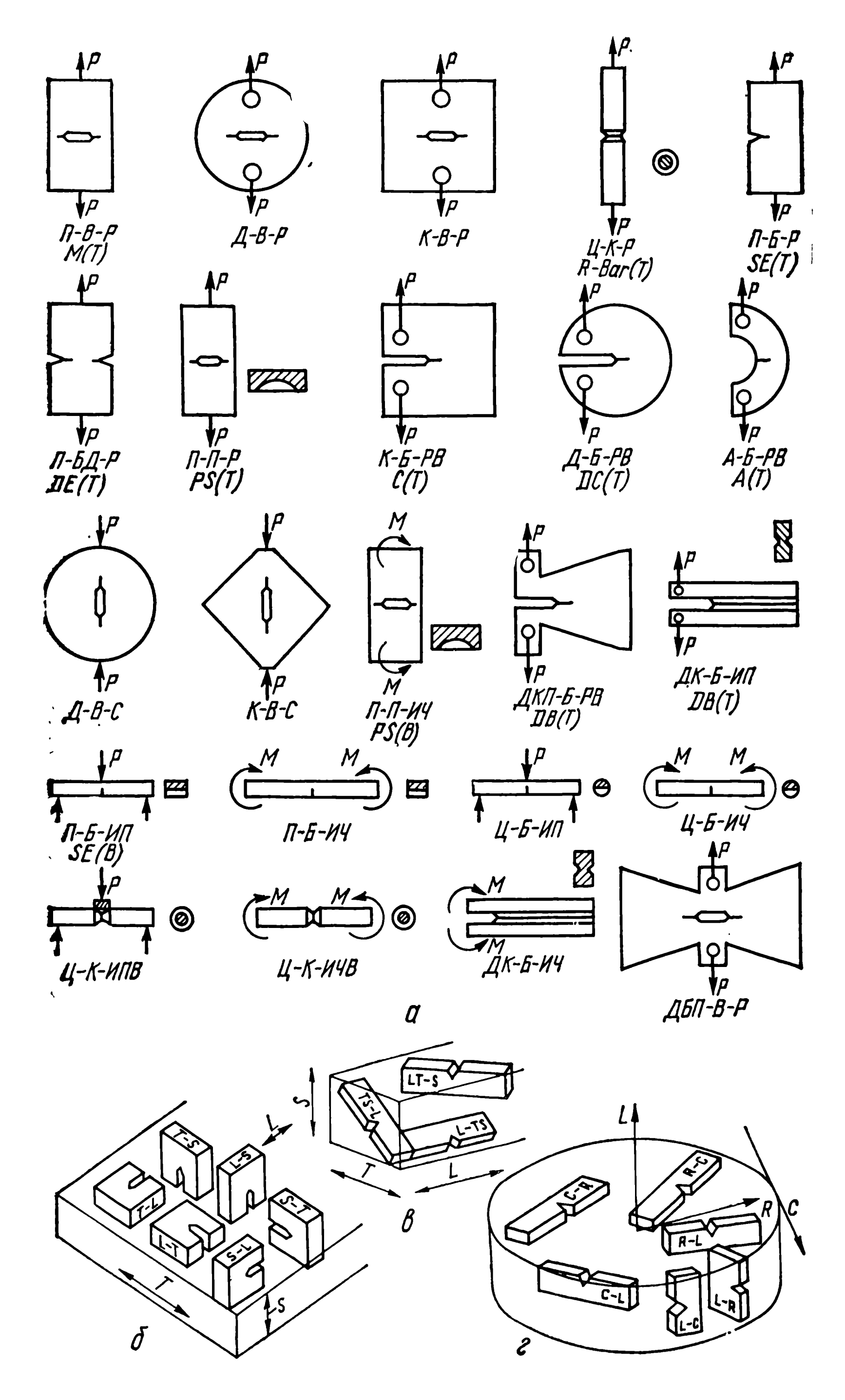
5. Технологичность, малые материалоемкость и чувствительность к точности изготовления и нагружения, а также удобство использования (небольшая мощность испытательных машин, доступность и легкость измерения длины трещины, простота крепления и т. п.). Материалоемкость образца характеризуется коэффициентом использования материала, определяемого отношением рабочего диапазона длин трещин, в пределах которого ведут испытания, к корню квадратному площади лицевой его поверхности (т. е. без учета площади торцевых граней). Этот коэффициент лежит в пределах примерно от 0,1 до 0,7.

В конкретных случаях к образцам предъявляют особые требования, обусловленные спецификой материалов, условиями испытаний, наличным оборудованием и т. п. Такие требования — независимость КИН от длины трещины, ограничения размеров и формы образца, продиктованные заготовкой, вид деформации, имитирующей рабочие условия. Неизбежные при испытаниях отклонения от перечисленных выше требований необходимо регламентировать с учетом степени их влияния на результаты испытаний, что и делается в дальнейшем.

**Система обозначения образцов.** Для обозначения образцов предлагается код следующего вида:

1—2—3(4/5)(6)(7).

Первые три позиции (цифры 1, 2, 3) указывают форму и способ нагружения образца (в отличие от ГОСТ 25.506—85 [11], где рекомендуемые четыре образца обозначены цифрами по порядку 1, ..., 4), остальные же символы совпадают с рекомендуемыми стандартом. Таким образом:


П-В-Р
М(Т)
Д-В-Р
К-В-Р
Ц-К-Р
R-Bar(T)
П-Б-Р
SE(T)
П-БД-Р
DE(T)
П-П-Р
PS(T)
К-Б-РВ
C(T)
Д-Б-РВ
DC(T)
А-Б-РВ
A(T)
Д-В-С
К-В-С
П-П-ИЧ
PS(B)
ДКП-Б-РВ
DB(T)
ДК-Б-ИП
DB(T)
П-Б-ИП
SE(B)
П-Б-ИЧ
Ц-Б-ИП
Ц-Б-ИЧ
Ц-К-ИПВ
Ц-К-ИЧВ
ДК-Б-ИЧ
ДБП-В-Р
а
T-S
L-S
T-L
L-T
S-T
S-L
б
LT-S
TS-L
L-TS
в
C-R
R-C
R-L
C-L
L-C
L-R
г

1 — обозначение формы: А — арочный, Д — дисковый, К — квадратный или близкий к нему (компактный), П — прямоугольный вытянутый, У — цилиндрический, ДК — двухконсольный постоянной жесткости, ДКП — двухконсольный профилированный (переменной жесткости), ДБП — двухбалочный профилированный, конструктивные варианты образца обозначают арабской цифрой внизу у буквы, обозначающей форму (например, $Д_1$);

2 — обозначение расположения трещины: Б — боковая (краевая) сквозная, В — внутренняя центральная сквозная, К — кольцевая на цилиндрическом образце, П — поверхностная (полуэллиптическая), У — уголковая, БД — две боковые коллинеарные сквозные;

3 — обозначение вида деформации образца при нагружении: ИП — изгиб поперечный (по трехточечной схеме нагружения), ИПВ — изгиб поперечный с вращением, ИК — изгиб при консольном нагружении, ИКВ— изгиб при консольном нагружении с вращением, ИЧ — изгиб чистый (в частности, по четырехточечной схеме нагружения), ИЧВ — изгиб чистый с вращением, Р — растяжение осевое, РВ — растяжение внецентренное; С — сжатие осевое (обозначения по этой схеме приведены на рис. 5.2, *а*);

4/5 — основные размеры образца. Для плоских образцов указывается: 4 — толщина и через косую черту 5 — ширина образца, а для цилиндрических лишь 4 — наружный диаметр. Ширина образца отсчитывается в плоскости трещины (в рабочем сечении) от базовой плоскости, от которой измеряют длину трещины, как показано на чертежах образцов. В случае наличия направляющих канавок дается через черточку два размера $t$ — $t_0$ (номинальная толщина — толщина в рабочем сечении образца соответственно);

6 — обозначение ориентации плоскости трещины и направления ее роста по отношению к базовым направлениям заготовок, обычно это направления их главных осей деформации. Оно состоит из двух латинских букв, разделенных риской [11, 13]. Первая буква обозначает направление в заготовке, перпендикулярное трещине в образце (это необязательно направление действия сил), а вторая — направление, которое совпадает с направлением РУТ. Направление наибольшей деформации, совпадающее обычно с длиной заготовки, обозначают буквой $L$ (для проката это направление прокатки), наименьшей — буквой $T$, а перпендикулярное им — буквой $S$ (рис. 5.2, *б*). Для обозначения образцов, направление нормали к трещине и (или) направление РУТ которых не совпадают с указанными базовыми, используют две буквы, означающие направления, между которыми оно находится (рис. 5.2, *в*). Для образцов из изотропного материала ориентация плоскости трещины и направление ее роста указываются символом «0». Для цилиндрических заготовок буква $L$ обозначает, как и раньше, направление вдоль оси заготовки, а буквы $R$ и $C$ — радиальное и окружное направления соответственно (рис. 5.2, *г*).

7 — название, указывающее на технологический процесс получения заготовки: прокат, поковка, отливка, штамповка и т. п.

В соответствии с изложенным обозначение К—Б—РВ (25/100) ($L$—$T$) (прокат) расшифровывается так: компактный образец с боковой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение без направляющих канавок, толщиной, равной 25 мм, расчетной шириной, равной 100 мм; трещина рас-

---

Рис. 5.2. Обозначения типов образцов (*а*) по предлагаемой системе (первый ряд букв) и рекомендуемой американским стандартом [12] (второй ряд букв), а также ориентации плоскости трещины и направления ее развития по отношению к заготовке прямоугольного (*б*, *в*) и кругового (*г*) сечений.

Рис. 5.3. Прямоугольный образец с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение П—В—Р:

$b \geq 8t$; $b \geq 50$ мм; $L \geq 2,5b$; $L_1 \geq 3b$; $2h \approx 0,1b$; $e \leq 0,02b$

| $b$ | $\approx L_1$ | $L$ | $\approx 2h$ |
|---|---|---|---|
| 100 | 350 | 250 | 10 |
| 200 | 750 | 500 | 20 |
| 300 | 950 | 750 | 30 |

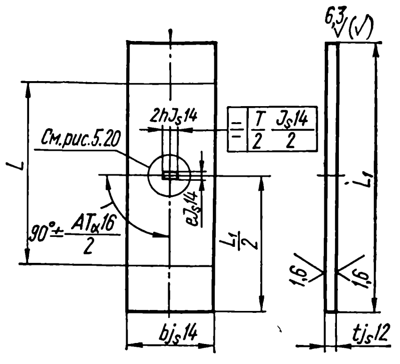



Рис. 5.4. Дисковые образцы с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение двух вариантов:

$Д_1$—В—Р—$b \geq 10t$; $b \geq 75$ мм; $t \geq 2$ мм, $2a = 0,65b$; $d = (0,1 \div 0,2)b$; $2h = 0,1b$; $e < 0,02b$; $Д_2$—В—Р (с постоянным размахом КИН $\Delta K$)—$b \geq 15t$; $b \geq 100$ мм; $t \geq 2$ мм; $2a = 0,18b$; $a > 2t$; $d \approx 0,05b$; $2h \approx 0,1b$; $e \leq 0,02b$.

Рис. 5.5. Квадратные образцы с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение двух вариантов:

$К_1$—В—Р—$b \geqslant 10t$; $b > 75$ мм; $t \geqslant 2$ мм; $2a = 0,65\ b$; $d = (0,1-0,2)b$; $2h = 0,1\ b$; $e < 0,02\ b$; $К_2$=В—Р (для испытаний с постоянным размахом КИН $\Delta K$)—$b \geqslant 15t$; $b \geqslant 100$ мм; $t \geqslant 2$ мм; $2a = 0,18b$; $a > 2t$; $d \approx 0,05b$; $2h \approx 0,1b$; $e \leqslant 0,02b$.

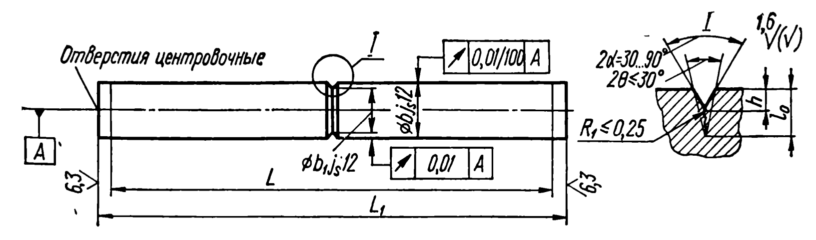



Рис. 5.6. Цилиндрический образец с кольцевой трещиной для испытаний на осевое растяжение Ц — К — Р или на поперечный Ц — К — ИПВ и чистый Ц — К — ИЧВ изгибы с вращением:

$b \geqslant 15$ мм; $b_1 \leqslant 0,9\ b$; $h = 0,5(b - b_1)$; $l_0 \geqslant 1,5$ мм$+h$ и $l_0 \geqslant 3,7\ h\ \mathrm{tg}\ \alpha$.

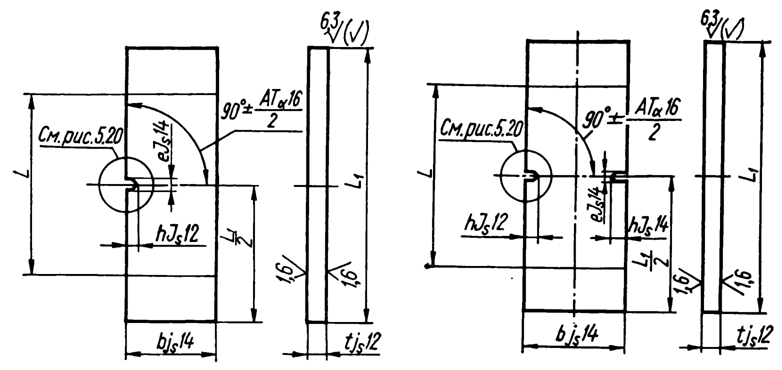



Рис. 5.7. Прямоугольный образец с боковой трещиной для испытаний на осевое растяжение П — Б — Р:

$b \geqslant 8t$; $b \geqslant 60$ мм; $L \geqslant 2{,}5b$; $L_1 \geqslant 3b$; $h \approx 0{,}1b$. $e \leqslant 0{,}02b$

| $b$ | $\approx L_1$ | $L$ | $\approx n$ |
|---|---|---|---|
| 80 | 240 | 200 | 8 |
| 100 | 300 | 250 | 10 |
| 150 | 450 | 400 | 15 |

Рис. 5.8. Прямоугольный образец с двумя коллинеарными боковыми трещинами для испытаний на осевое растяжение П — БД — Р:

$b \geqslant 8t$; $b \geqslant 60$ мм; $L \geqslant 2{,}5b$. $L_1 \geqslant 3b$: $h \approx 0{,}05b$: $e \leqslant 0{,}02b$

| $b$ | $\approx L_1$ | $L$ | $\approx n$ |
|---|---|---|---|
| 80 | 240 | 200 | 4 |
| 100 | 300 | 250 | 5 |
| 150 | 450 | 400 | 8 |

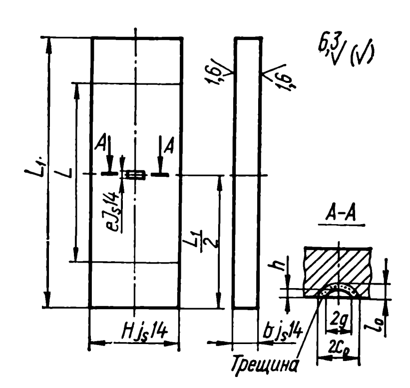



Рис. 5.9. Образец с поверхностной полуэллиптической трещиной для испытаний на осевое растяжение П—П—Р, чистый П—П—ИЧ и поперечный П—П—ИП изгибы: $b \geqslant 12$ мм; $h = 0{,}1b$, $g \approx 2h$; $e \leqslant 0{,}02b$; $H \geqslant 8b$; $L = 2{,}5H$; $L_1 \geqslant 3H$; $e \leqslant 0{,}2$ мм; $c_0 \geqslant g+1$ мм; $l_0 \geqslant h+1$ мм.

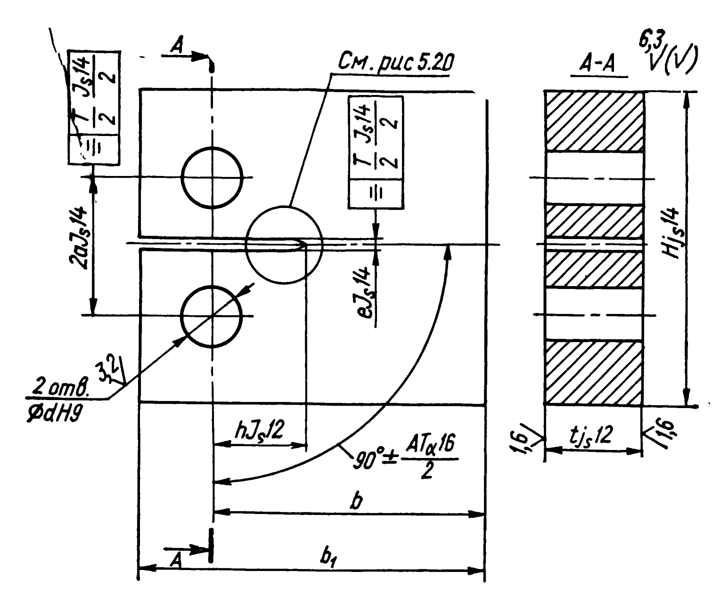



Рис. 5.10. Компактный прямоугольный образец с боковой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение К — Б — РВ:
$4t \leqslant b \leqslant 20t$; $b_1=1{,}25b$; $H=1{,}2b$; $2a=0{,}55b$; $d=0{,}25b$; $h \geqslant 0{,}18b$; $e \leqslant 0{,}02b$

| $b$ | $b_1$ | $H$ | $2a$ | $d$ | $\approx h$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 50 | 62 | 60 | 27 | 12 | 9 |
| 100 | 125 | 120 | 55 | 25 | 18 |
| 150 | 190 | 180 | 80 | 36 | 28 |
| 200 | 250 | 240 | 110 | 50 | 36 |

положена перпендикулярно направлению проката и развивается в ширину заготовки поперек проката; вид заготовки — листовой прокат.

**Конструкция образцов и рекомендации по их применению.** Для испытаний на ЦТ используют образцы с исходной трещиной (см. рис. 5.2, *а*) двух групп: образцы, у которых КИН зависит от длины трещины (I группа), и образцы, у которых он в определенном диапазоне длин трещин практически от нее не зависит (II группа).

К I группе относятся:

1) образцы на осевое растяжение: прямоугольный (П—В—Р, образец типа 1 по ГОСТ 25.506—85, рис. 5.3), дисковый ($Д_1$—В—Р, рис. 5.4) и квадратный ($К_1$—В—Р, рис. 5.5) с внутренними центральными трещинами, цилиндрический с кольцевой трещиной (Ц—К—Р, образец типа 2 по ГОСТ 25.506—85, рис. 5.6), прямоугольные с одной (П—Б—Р, образец типа 5 по ГОСТ 25.506—85, рис. 5.7) и двумя коллинеарными (П—БД—Р, рис. 5.8) боковыми трещинами и с поверхностной полуэллиптической трещиной (П—П—Р, рис. 5.9);

2) образцы на внецентренное растяжение: компактный прямоугольный (К—Б—РВ, образец типа 3 по ГОСТ 25.506—85, рис. 5.10), дисковый

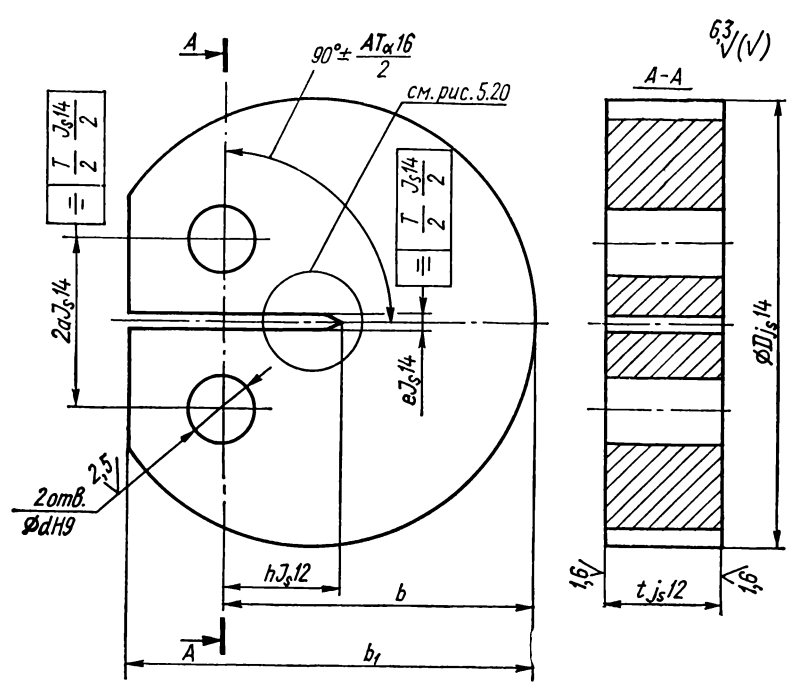



Рис. 5.11. Дисковый образец с боковой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение Д — Б — РВ:
$4t \leqslant b \leqslant 20t$; $b_1 = 1{,}25b$; $D = 1{,}35b$; $2a = 0{,}55b$; $d = 0{,}25b$; $h \geqslant 0{,}18b$; $e \leqslant 0{,}02b$

| $b$ | $b_1$ | $D$ | $2a$ | $d$ | $\approx h$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 50 | 62 | 67,5 | 27 | 12 | 9 |
| 100 | 125 | 135 | 55 | 25 | 18 |
| 150 | 190 | 202,5 | 80 | 36 | 28 |
| 200 | 250 | 270 | 110 | 50 | 36 |

(Д—Б—РВ, рис. 5.11) и арочный с двумя эксцентриситетами приложения силы ($А_1$—Б—РВ и $А_2$—Б—РВ, рис. 5.12) с боковыми трещинами;

3) дисковый (Д—В—С, рис. 5.13) и квадратный (К—В—С, рис. 5.14) образцы с внутренними центральными трещинами на растяжение путем сжатия в плоскости трещины;

4) образцы на изгиб: прямоугольного сечения с боковой трещиной на поперечный (П—Б—ИП, образец типа 4 по ГОСТ 25.506—85, рис. 5.15) и чистый (П—Б—ИЧ, рис. 5.15) изгибы и с поверхностной трещиной на чистый и поперечный изгибы (П—П—ИЧ, П—П—ИП, рис. 5.9); цилиндрические с боковой сегментовидной трещиной (вариант I) на поперечный ($Ц_1$ — Б—ИП, рис. 5.16) и чистый ($Ц_1$—Б—ИЧ, рис. 5.16) изгибы, цилиндрические образцы с кольцевой трещиной на поперечный или чистый изгиб с вращением (Ц—К—ИПВ, Ц—К—ИЧВ, рис. 5.6) и цилиндрический образец с боковой трещиной для испытаний на чистый ($Ц_2$—Б—ИЧВ) изгиб с

Рис. 5.12. Арочный образец с боковой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение с двумя значениями эксцентриситета приложения силы — $А_1$ — Б — РВ и $А_2$ — Б — РВ:

$b \geqslant 4t$, $q = d = 0{,}25b$; $h \geqslant 0{,}1b$; $e \leqslant 0{,}02b$; $a = 0$ (вариант 1); $a = 0{,}5b$ (вариант 2)

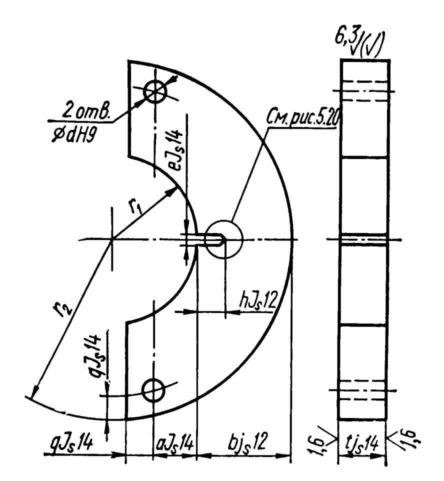



Рис. 5.13. Дисковый образец с центральной трещиной для испытаний на растяжение путем сжатия в плоскости трещины Д — В — С:
$0{,}2b \leqslant t \leqslant 0{,}3b$; $2h \approx 0{,}25b$; $e \leqslant 0{.}02b$; $b \geqslant 5$ мм; $d \leqslant 0{,}07b$; $a \leqslant 0{,}1b$.

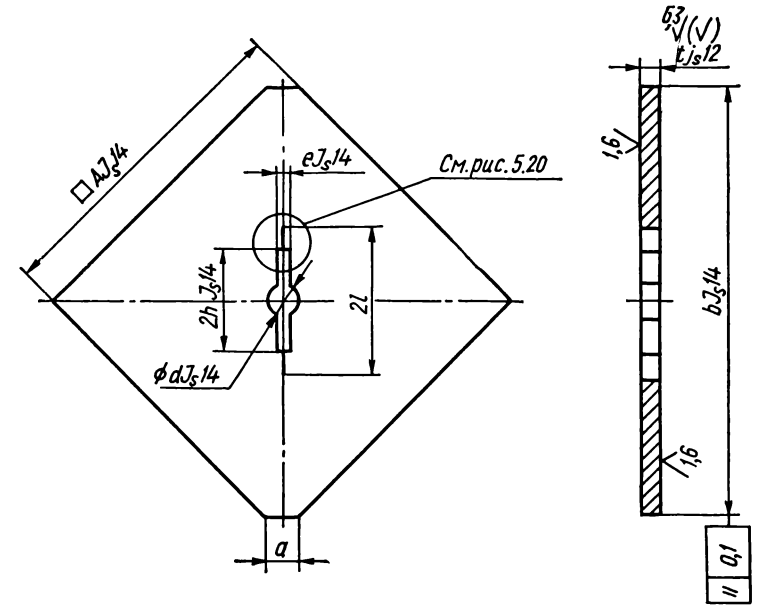



Рис. 5.14. Квадратный образец с центральной диагональной трещиной для испытаний на растяжение путем сжатия в плоскости трещины К — В — С:

$0{,}2\,A \leqslant l \leqslant 0{,}3\,A$; $b \geqslant 1{,}31\,A$; $A \geqslant 5$ мм; $d \leqslant 0{,}1\,A$; $2h \approx 0{,}35\,A$; $e \leqslant 0{,}02\,A$; $a \leqslant 0{,}1\,A$.

вращением или изгиб при консольном нагружении с вращением ($Ц_2$—Б—ИКВ, рис. 5.17).

Образцы II группы используют для испытаний с постоянными параметрами цикла КИН. К ним относятся дисковый ($Д_2$—В—Р, рис. 5.4) и квадратный ($К_2$—В—Р, рис. 5.5) образцы с внутренней центральной трещиной на осевое растяжение и образец в виде двухконсольной балки на чистый изгиб (ДК—Б—ИЧ, рис. 5 13).

Форма, соотношения размеров, допуски и чистота поверхности образцов показаны на рис. 5.3—5.18. Схемы нагружения образцов и формулы для вычисления КИН (большинство этих формул были получены [14] методом равномерного приближения на основании наиболее достоверных численных решений, имеющихся в литературе) приведены в табл. 5.1, а графики, изображающие зависимости КИН от длины трещины, показаны на рис. 5.19. Не указанные на рисунках предельные отклонения линейных размеров выполняют по 16-му квалитету.

Форму и размеры частей, служащих для крепления и нагружения, если они не предопределены конструкцией образца, назначают после выбора захватов. Для наблюдения за вершиной трещины и окружающей ее ПЗ рекомендуется полировать в образцах вдоль линии трещины полосу шириной 10 мм, если это не нарушит особых свойств поверхностного слоя.

Если приспособления для крепления и нагружения образцов П—В—Р (см. рис. 5.3) и П—П—Р (см. рис. 5.9) обеспечивают нагружение по схеме растяжения равномерно распределенными по ширине усилиями, можно рабочую длину $L$ образцов уменьшить соответственно до $2b$ и $2H$. Разрешается

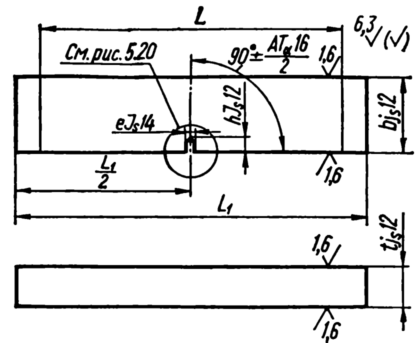



Рис. 5.15. Образец прямоугольного сечения с боковой трещиной для испытаний на поперечный П — Б — ИП и чистый П — Б — ИЧ изгибы:

$4t \geqslant b \geqslant 2t$; $b \geqslant 15$ мм; $h \approx 0{,}05b$; $e \leqslant 0{,}02b$

| $b$ | $h$ | Схема нагружения (см. табл. 5. 1, № 14) | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | *а* | | *б* | | *в* | |
| | | $L$ | $L_1$ | $L$ | $L_1$ | $L$ | $L_1$ |
| 50 | 3 | 200 | 210 | 400 | 410 | 200 | 400 |
| 100 | 5 | 400 | 415 | 800 | 815 | 400 | 800 |
| 150 | 7 | 600 | 620 | 1200 | 1220 | 600 | 1200 |
| 200 | 10 | 800 | 825 | 1600 | 1625 | 800 | 1600 |

Рис. 5.16. Цилиндрический образец с боковой трещиной в виде сегмента для испытаний на поперечный $Ц_1$—Б—ИП или чистый $Ц_1$—Б—ИЧ изгибы:

$b \geqslant 15$ мм; $h \approx 0{,}1b$; $l_0 \geqslant 0{,}4b$.

при необходимости увеличить толщину $t$ образцов П—В—Р (см. рис. 5.3) до $b/4$, а образцов К—Б—РВ (см. рис. 5.10), Д—Б—РВ (см. рис. 5.11) и А—Б—РВ (см. рис. 5.12) до $b/2$, при условии, что перекос фронта трещины и его выпуклость останутся в допустимых пределах. Образцы Д—Б—РВ (см. рис. 5.11) делают также в виде полного круга (см. рис. 5.2, *а*), что практически не влияет на формулу для вычисления КИН. Во избежание смятия или выкрашивания образца Д—В—С (см. рис. 5.13) в зоне контакта с нагружающим устройством его изготовляют при необходимости с площадками (лысками). Ширина площадок не должна превышать $0{,}1b$, так как с ее увеличением возрастает нагрузка, необходимая для достижения заданного значения КИН.

Места вырезки образцов из заготовок, полуфабрикатов и изделий выбираются в соответствии со стандартами на методы отбора проб, загото-

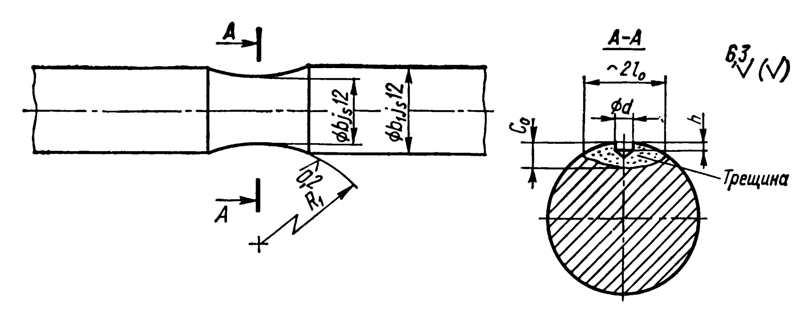



Рис. 5.17. Цилиндрический образец с боковой трещиной для испытаний на чистый изгиб с вращением Ц$_2$ — Б — ИЧВ и изгиб при консольном нагружении с вращением Ц$_2$ — Б — ИКВ:
$b \geqslant 15$ мм; $b_1 = 1{,}25b$; $R_1 = 2b$; $d = 0{,}05b$; $l_0 \geqslant 5d$; $l_0 \geqslant 5$ мм; $h \approx 0{,}4d$.

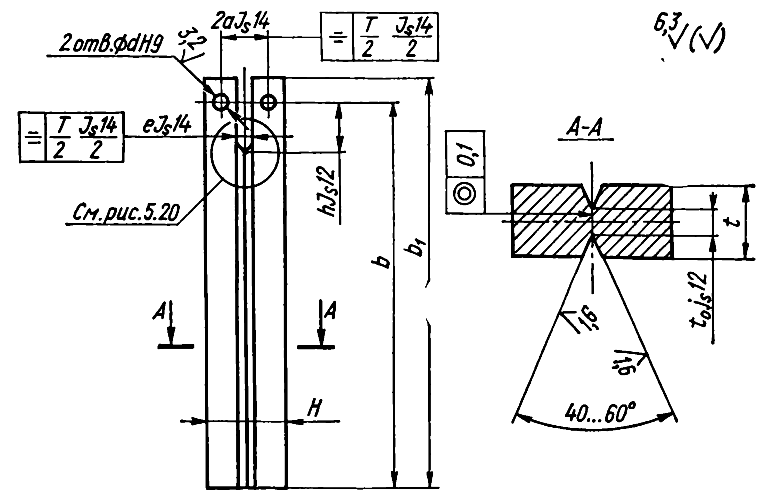



Рис. 5.18. Образец в виде двухконсольной балки на чистый изгиб ДК — Б — ИЧ:
$b = 5{,}76\,H$; $b_1 = 6\,H$; $H = 2{,}5t$; $t_0 = 0{,}4\,t$; $h = H$

| $b$ | $b_1$ | $t$ | $t_0$ | $d$ | $H$ | $2a$ | $h$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 144 | 150 | 10 | 4 | 5 | 25 | 15 | 25 |
| 288 | 300 | 20 | 8 | 10 | 50 | 31 | 50 |
| 576 | 600 | 40 | 16 | 20 | 100 | 62 | 100 |

вок и образцов для механических и технологических испытаний (ГОСТ 7564—73), а также со стандартами и техническими условиями на металлопродукцию. Править заготовки и образцы недопустимо. Если полуфабрикат используется для изделий без обработки боковых поверхностей, их сохраняют необработанными (за исключением полосы вдоль линии трещины) и при изготовлении образцов. Образцы выбираются так, чтобы вдоль линии трещины не было поверхностных дефектов в

виде плены, ржавчины и механических повреждений. При вырезке и изготовлении образцов необходимо обеспечить минимальными наклеп, остаточные напряжения, а также изменения структуры и фазового состава по пути роста трещины. Окончательная механическая обработка образцов проводится после их термической обработки.

В заготовках, подвергавшихся закалке, сварке и вообще неравномерному нагреву, а также обработке давлением (ковка, прессовка и т. д.), возникают остаточные напряжения. При вырезке образцов они релаксируют в той или иной степени в зависимости от направления и места вырезки, формы и размера образца. Грубую оценку остаточных напряжений можно провести, измеряя во время образования инициирующего надреза взаимное перемещение двух точек, расположенных по обе его стороны. Остаточные напряжения могут, изменяя напряженно-деформируемое состояние в зоне предразрушения, значительно повлиять на результаты испытаний, причем такое влияние тяжело поддается количественному учету. В этой связи принимают все возможные меры по устранению остаточных напряжений или хотя бы по снижению их влияния (отпуск, соответствующий выбор формы и размеров образца и т. п.). Влияние неравномерного распределения по толщине образца остаточных напряжений, перпендикулярных направлению РУТ, приводящее к искривлению ее фронта, можно уменьшить, понижая отношение толщины образца к его ширине. При наличии остаточных напряжений, параллельных трещине, рекомендуется использовать образцы с двумя осями симметрии (П—В—Р, Д—В—Р и т. д.).

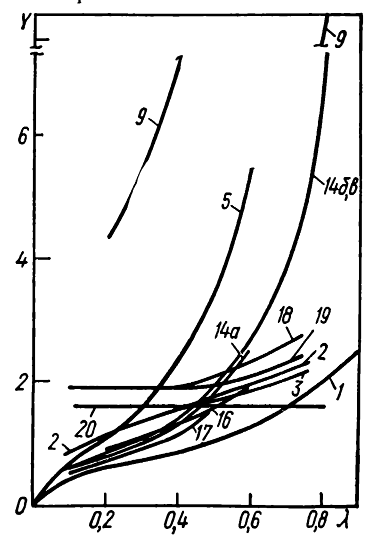


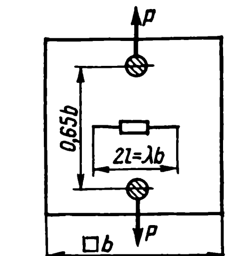
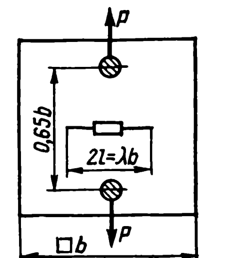
Рис. 5.19. Зависимость безразмерного коэффициента интенсивности напряжений $Y$ (см. табл. 5.1) от относительной длины трещины $\lambda$ ($\lambda=2l/b$ для внутренних и $\lambda=l/b$ для боковых трещин). Номера кривых соответствуют номерам по порядку в табл. 5.1.

Все образцы имеют инициирующие надрезы, от которых до начала испытаний создается трещина. Надрезы обеспечивают заданные расположение и ориентацию трещины, а также уменьшают время и нагрузку, необходимые для ее зарождения; в этой связи их делают как можно более узкими и острыми. При выборе длины (глубины) надреза учитывают следующее. Чем он короче, тем длиннее рабочий диапазон длин трещин, но тем меньше напряжения в его вершине и, следовательно, больше нагрузка и время до зарождения трещины, а также опасность разрушения образца в захватах. Кроме того, длина надреза в сумме с начальной трещиной должна обеспечить достаточное расстояние между зонами приложения нагрузки и фронтом трещины, чтобы напряженное состояние вблизи него практически не зависело от конкретной конструкции захватов. Это особенно важно, если указанное расстояние мало, как, например, в образцах К—Б—ВР, Д—Б—ВР, $К_2$—В—Р, $Д_2$—В—Р, что учтено при указании нижнего предела применимости расчетных формул в табл. 5.1.

Таблица 5.1. **Схемы нагружения образцов и формулы для определения КИН**

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 1; П—В—Р; 5.3 |  | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где<br>$Y = \sqrt{\frac{\pi\lambda}{2} \sec \frac{\pi\lambda}{2}} \times$<br>$\times (1 - 0{,}025\lambda^2 + 0{,}06\lambda^4)$;<br>$Y = 0{,}38 (1 + 2{,}308\lambda + 2{,}439\lambda^2)$ | $0 < \lambda < 0{,}90$<br><br>$0{,}30 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}50$ |
| 2; Д₁—В—Р; 5.4 |  | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где<br>$Y = 2{,}516 + 0{,}322\lambda - 2{,}594\lambda^2 +$<br>$+ 4{,}159\lambda^3 + \mu (1{,}055 - 1{,}348\lambda +$<br>$+ 0{,}416\lambda^2)$ | $0{,}05 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$ |

3; $K_I$—B—P; 5.5


$$K = \frac{P}{t\sqrt{b}}, \text{ где}$$

$$Y = 2{,}515 + 0{,}186\lambda - 1{,}867\lambda^2 + 2{,}465\lambda^3 + \mu\,(0{,}982 - 0{,}909\lambda + 0{,}013\lambda^2) \qquad 0{,}05 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$$

4; Ц—К—Р; 5.6

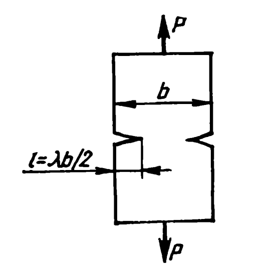
$$K = \frac{P}{b^{3/2}}\,Y, \text{ где}$$

$$Y = \sqrt{\frac{1-\eta}{\eta^3}}\,(0{,}7961 + 0{,}453\eta + 0{,}978\eta^2 + 0{,}284\eta^3); \qquad 0 \leqslant \eta \leqslant 0{,}9$$

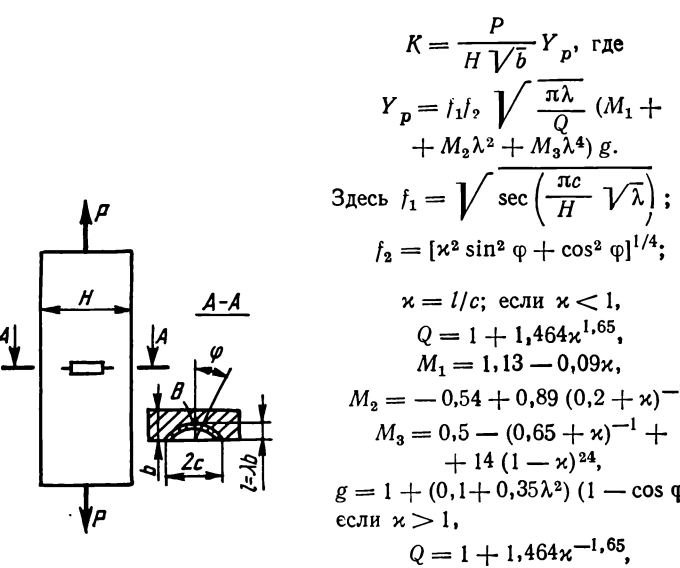
$$Y = \sqrt{\frac{1-\eta}{\eta^3}}\,(0{,}8198 + 0{,}2653\eta + 0{,}4834\eta^2). \qquad 0{,}20 \leqslant \eta \leqslant 0{,}90$$

Здесь $\eta = 1 - \lambda$

*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 5; П—Б—Р; 5.7 | | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где <br> $Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(1{,}941 - 1{,}741\lambda + 4{,}07\lambda^2 - 2{,}528\lambda^3)$; <br> $Y = 5{,}831\,(1 - 4{,}176\lambda + 6{,}785\lambda^2)$ | $0{,}05 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}70$ <br> $0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}55$ |
| 6; П—БД—Р; 5.8 |   | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где <br> $Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}\,(1{,}003 - 1{,}66\lambda + 0{,}888\lambda^2 - 0{,}231\lambda^3)$; <br> $Y = 0{,}254\,(1 + 3{,}753\lambda)$ | $0{,}10 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$ <br> $0{,}30 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}50$ |

7; П—П—Р; 5.9




$$K = \frac{P}{H\sqrt{b}} Y_p, \text{ где}$$

$$Y_p = f_1 f_2 \sqrt{\frac{\pi\lambda}{Q}} (M_1 + M_2\lambda^2 + M_3\lambda^4)\, g.$$

$\lambda \leqslant 0{,}80; \quad 2c \leqslant 0{,}5H$

Здесь $f_1 = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi c}{H}\sqrt{\lambda}\right)}$;

$$f_2 = [\varkappa^2 \sin^2\varphi + \cos^2\varphi]^{1/4};$$

$\varkappa = l/c$; если $\varkappa < 1$,

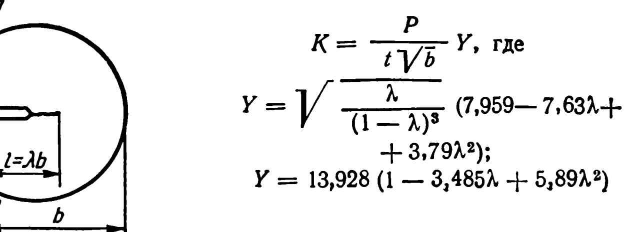
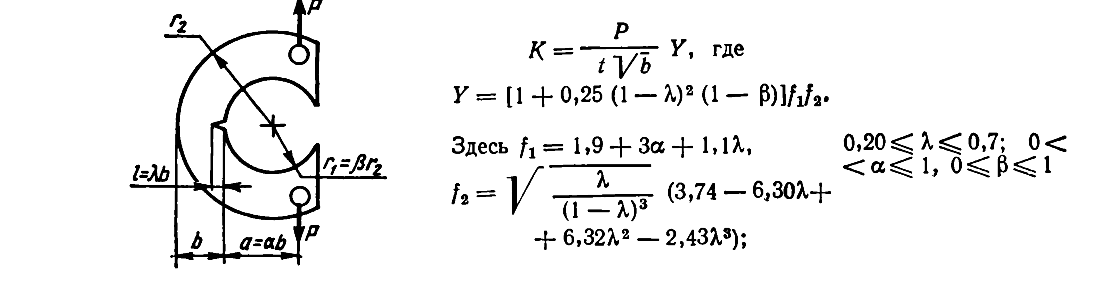
$$Q = 1 + 1{,}464\varkappa^{1,65},$$
$$M_1 = 1{,}13 - 0{,}09\varkappa,$$
$$M_2 = -0{,}54 + 0{,}89\,(0{,}2 + \varkappa)^{-1},$$
$$M_3 = 0{,}5 - (0{,}65 + \varkappa)^{-1} + 14\,(1 - \varkappa)^{24},$$
$$g = 1 + (0{,}1 + 0{,}35\lambda^2)(1 - \cos\varphi)^2;$$

если $\varkappa > 1$,

$$Q = 1 + 1{,}464\varkappa^{-1,65},$$
$$M_1 = (1 + 0{,}04\varkappa^{-1})\,\varkappa^{-1/2},$$
$$M_2 = 0{,}2\varkappa^{-4}, \quad M_3 = -0{,}11\varkappa^{-4},$$
$$g = 1 + (0{,}1 + 0{,}35\lambda^2\varkappa^{-1}) \times (1 - \cos\varphi)^2$$

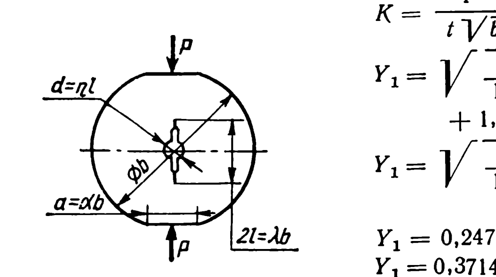
*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 8; П—П—ИЧ; П—П—ИП; 5.9 | H, M | $K = \frac{6M}{H\sqrt{b^3}} Y_m$, где $Y_m = (g_1 + \lambda g_2 \cos^p \varphi) Y_p$. Здесь $g_1 = 1 - 0{,}34\lambda - 0{,}11\varkappa\lambda$; $g_2 = -0{,}88 - 0{,}01\varkappa + (0{,}55 - 1{,}05\varkappa^{0,75} + 0{,}47\varkappa^{1,5})\lambda$; $p = 0{,}2 + \varkappa + 0{,}6\lambda$; $Y_p$ — как для образца П—П—Р | $\lambda \leqslant 0{,}8$; $2c \leqslant 0{,}5H$; $\varkappa \leqslant 1$ |
| 9; К—Б—РВ; 5.10 | P, $l=\lambda b$, b | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где $Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(9{,}172 - 13{,}829\lambda + 11{,}822\lambda^2 - 3{,}056\lambda^3)$; | $0{,}20 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}90$ |
| | | $Y = 13{,}74(1 - 3{,}38\lambda^2 + 5{,}572\lambda^2)$ | $0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}55$ |

| | | | |
|---|---|---|---|
| 10; Д—Б—РВ; 5.11 |  | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где<br>$Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}\,(7{,}959 - 7{,}63\lambda + 3{,}79\lambda^2)$;<br>$Y = 13{,}928\,(1 - 3{,}485\lambda + 5{,}89\lambda^2)$ | $0{,}20 < \lambda < 0{,}80$<br><br>$0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}55$ |
| 11; А—Б—РВ; 5.12 |  | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где<br>$Y = [1 + 0{,}25\,(1-\lambda)^2\,(1-\beta)]f_1 f_2$.<br>Здесь $f_1 = 1{,}9 + 3\alpha + 1{,}1\lambda$,<br>$f_2 = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}\,(3{,}74 - 6{,}30\lambda + 6{,}32\lambda^2 - 2{,}43\lambda^3)$; | $0{,}20 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}7$; $0 < \alpha \leqslant 1$, $0 \leqslant \beta \leqslant 1$ |

*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| $A_1$—Б—РВ; 5,12 | $P$; $l=\lambda b$; $r_1=\beta r_2$; $r_2$; $b$ | $f_1 f_2 = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(7{,}069 - 7{,}529\lambda + 5{,}038\lambda^2)$,<br>$f_1 f_2 = 13{,}546(1 - 3{,}678\lambda + 6{,}058\lambda^2)$ | $0{,}20 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}7$; $0<\beta<1$<br>$0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}55$; $0<\beta<1$ |
| $A_2$—Б—РВ; 5.12 | $P$; $l=\lambda b$; $r_1=\beta r_2$; $r_2$; $b$; $b/2$ | $f_1 f_2 = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(12{,}575 - 15{,}577\lambda + 10{,}223\lambda^2)$,<br>$f_1 f_2 = 21{,}2(1 - 3{,}55\lambda + 5{,}882\lambda^2)$ | $0{,}20 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}7$;<br>$0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}5$ |




$$K = \frac{P}{t\sqrt{b}}(Y_1 - Y_2 - Y_3), \text{ где}$$

$$Y_1 = \sqrt{\frac{\lambda}{1-\lambda}}(0{,}801 - 0{,}471\lambda + 1{,}409\lambda^2 - 1{,}06\lambda^3); \qquad 0 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$$

$$Y_1 = \sqrt{\frac{\lambda}{1-\lambda}}(0{,}762 - 0{,}059\lambda + 0{,}188\lambda^2); \qquad 0{,}15 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}65$$

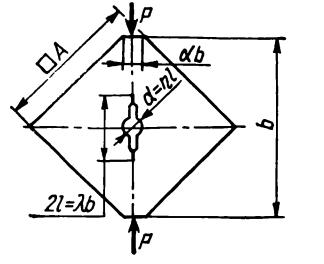
$$Y_1 = 0{,}2473\,(1 + 1{,}913\lambda + 4{,}82\lambda^2); \qquad 0{,}30 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}50$$

$$Y_1 = 0{,}3714\,(1 - 0{,}229\lambda + 4{,}887\lambda^2); \qquad 0{,}40 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}60$$

$$Y_2 = 0{,}14\eta\,(1 - 1{,}3\eta); \qquad \eta = d/l \leqslant 0{,}15$$

$$Y_3 = 60\alpha^2\lambda^2 \qquad \alpha \leqslant 0{,}10$$

13; K—B—C; 5.14




$$K = \frac{P}{t\sqrt{b}}(Y_1 - Y_2), \text{ где} \qquad 0{,}15 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$$

$$Y_1 = 2{,}428\,(1 + 2{,}183\lambda + 5{,}712\lambda^2); \qquad \eta = d/l < 0{,}15$$

$$Y_2 = 0{,}14\eta\,(1 - 1{,}3\eta) \qquad \alpha \leqslant 0{,}08$$

*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 14; П—Б—ИП; 5.15 | а | $K = \frac{M}{tb^{3/2}} Y$, где | |
| | | $Y = 6\sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(1+2\lambda)^{-1} \times$ $\times\, 1{,}99 - \lambda(1-\lambda)(2{,}15 - 3{,}93\lambda +$ $+\, 2{,}7\lambda^2)$; | $0 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}90$ |
| | | $Y = 3{,}494\,(1 - 3{,}396\lambda + 5{,}839\lambda^2)$; | $0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}65$ |
| П—Б—ИЧ; 5.15 | б | $Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(1{,}856 - 3{,}204\lambda +$ $+\, 3{,}553\lambda^2 - 1{,}619\lambda^3)$; | $0{,}10 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}80$ |
| | в | $Y = 2{,}5\,(1 - 3{,}333\lambda + 5{,}674\lambda^2)$. | $0{,}45 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}55$ |
| | | Здесь для схемы *а* $M = PL/4$, для схемы *б* $M = P(L - 2b)/4$ | |

**15**; Ц₁—Б—ИП; Ц₁—Б—ИЧ; 5.16

L/2 P A A L=4b a

M M A A б

A-A ⌀b l=λb

$$K = \frac{M}{b^{5/2}} Y, \text{ где}$$

$$Y = \frac{573\sqrt{\lambda}\,[f(\lambda) + 1 - 2\lambda]}{g(\lambda)\sqrt{\dfrac{\lambda\,[f(\lambda) + 1 - 2\lambda]^2 0{,}315}{[0{,}107 f(\lambda) + 0{,}144 - 0{,}251\lambda]^2 (1-\lambda)} + 1}}, \qquad 0{,}1 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}7$$

Здесь

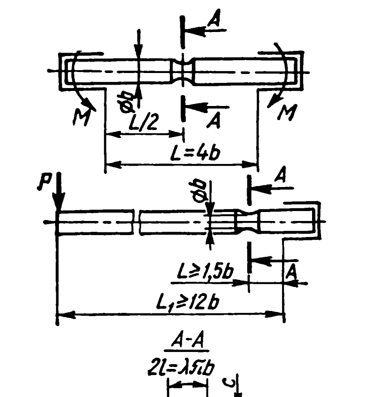
$$f(\lambda) = \frac{16\sqrt{\lambda^3 (1-\lambda)^3}}{3\,[\arccos(2\lambda - 1) - 2(2\lambda - 1)\sqrt{\lambda(1-\lambda)}},$$

$$g(\lambda) = 9\arccos(2\lambda - 1) - 18(2\lambda - 1)\sqrt{\lambda(1-\lambda)} \times [1 - 8\lambda(1-\lambda)] - \frac{1024\lambda^3 (1-\lambda)^3}{\arccos(2\lambda - 1) - 2(2\lambda - 1) \times \sqrt{\lambda(1-\lambda)}}$$

*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 16; Ц—К—ИПВ; Ц—К—ИЧВ; 5.6 | A, P, Ф$b$, $L/2$, $L\geqslant 8b$, *а*; Ф$b$, $P/2$, A, $P/2$, $(2...3)b$, $L\geqslant 8b$, *б*; A-A, $l=\lambda b/2$, Ф$D=\eta b$, $\eta_k b$, *в* | $K=\frac{M}{b^{5/2}}Y$, где $Y=1{,}596\times$ $\times\frac{(\sqrt{\eta_k}(1-\eta)+2\eta\sqrt{\eta})^2}{\eta^{5/2}\sqrt{1-0{,}8012\eta}\times\sqrt{1-\eta}}\times$ | $0{,}10\leqslant\eta\leqslant 0{,}80$ |

17; $Ц_2$—Б—ИЧВ;
$Ц_3$—Б—ИКВ; 5.17




$$K = \frac{M}{b^{5/2}} Y, \text{ где}$$

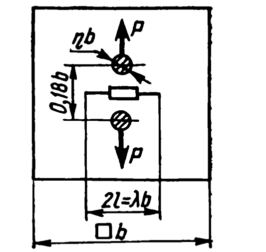
$$Y = 6\sqrt{\lambda}\,(1{,}87 - 3{,}27\lambda + 8{,}29\lambda^2) \qquad 0{,}16 < \lambda < 0{,}50$$

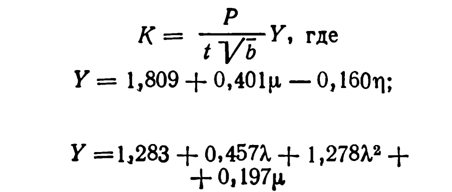
при $c \approx 0{,}8\lambda b$

*Продолжение табл. 5.1*

| Номер схемы; код; номер рисунка образца | Схема нагружения | Формула | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| 18; Д$_2$—В—Р; 5.4 | ηb; Φb; αb; P; 2l=λb | $K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y$, где | |
| | | $Y = 2{,}136 - 1{,}628\alpha + 0{,}407\mu - 0{,}881\eta$; | $\lambda_0 < \lambda < \lambda_1$; $0{,}165 \leqslant \alpha \leqslant 0{,}195$; $0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36$; $0{,}04 \leqslant \eta \leqslant 0{,}08$ |
| | | $Y = 1{,}792 + 0{,}037\lambda - 1{,}116\lambda^2 + 3{,}71\lambda^3 + 0{,}223\mu$; | $\lambda_1 < \lambda < 0{,}80$; $0{,}165 \leqslant \alpha \leqslant 0{,}195$; $0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36$; $\eta \leqslant 0{,}1$ |
| | | $Y = 1{,}843 + 0{,}407\mu - 0{,}158\eta$; | $0{,}10 < \lambda < 0{,}42$; $\alpha = 0{,}18$; $0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36$; $0{,}04 \leqslant \eta \leqslant 0{,}08$ |
| | | $Y = 2{,}318 - 3{,}128\lambda + 4{,}863\lambda^2 + 0{,}233\mu$ | $0{,}42 < \lambda < 0{,}80$; $\alpha = 0{,}18$; $0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36$; $\eta \leqslant 0{,}1$ |

**19; $K_2$—В—Р; 5.5**



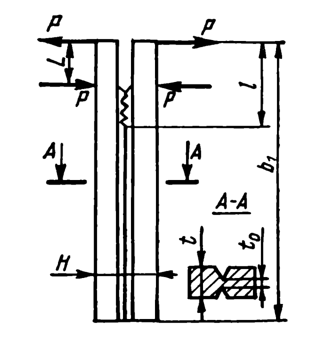



$$K = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y, \text{ где}$$

$$Y = 1{,}809 + 0{,}401\mu - 0{,}160\eta; \qquad 0{,}10 < \lambda < 0{,}52;\ 0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36;\ 0{,}04 \leqslant \eta \leqslant 0{,}08$$

$$Y = 1{,}283 + 0{,}457\lambda + 1{,}278\lambda^2 + 0{,}197\mu \qquad 0{,}52 < \lambda < 0{,}80;\ 0{,}25 \leqslant \mu \leqslant 0{,}36;\ \eta \leqslant 0{,}1$$

**20; ДК—Б—ИЧ; 5.18**






$$K = 9{,}78\,\frac{PL}{\sqrt{tt_0H^3}} \qquad L + H \leqslant l < b - H$$

Примечания: 1. $t$—толщина образца. 2. $\lambda_0$, $\lambda_1$ в схеме № 18 определяются по формулам (b.8).

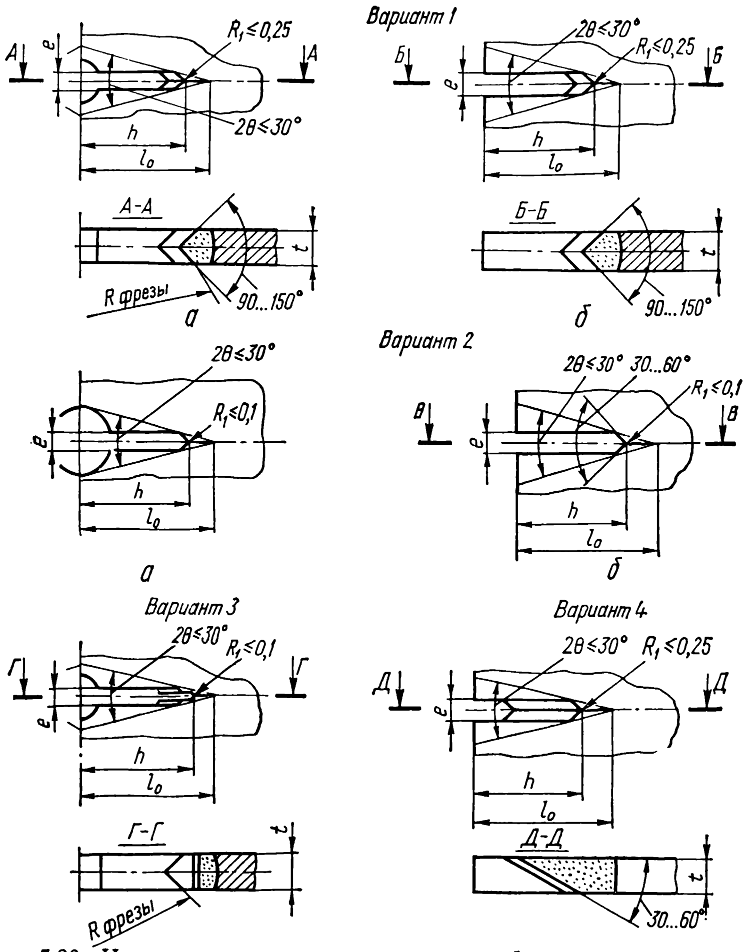



Рис. 5.20. Инициирующие надрезы с нанесенной на них усталостной трещиной:

$e \leqslant 0{,}02\,b$; $l_0 - h \geqslant 0{,}05\,t$ и $l_0 - h \geqslant 2$ мм; варианты 1*а*, 2*а* и *3* относятся к образцам с внутренними, а остальные — с боковыми трещинами.

Инициирующие надрезы в цилиндрических образцах (Ц—К—Р, Ц—К—ИПВ, Ц—К—ИЧВ, $Ц_1$—Б—ИП, $Ц_1$—Б—ИЧ, $Ц_2$—Б—ИЧВ, $Ц_2$—Б—ИКВ), а также в образцах с поверхностной трещиной (П—П—Р, П—П—ИЧ, П—П—ИП) показаны на соответствующих рисунках (см. рис. 5.6, 5.9, 5.16 и 5.17), а в остальных — на рис. 5.20. Плоскость надреза для анизотропных материалов должна совпадать с плоскостью симметрии деформационных и прочностных свойств материала, а ее ориентация быть одинаковой для всех образцов в данных испытаниях.

Надрез можно образовать с помощью специальной фрезы, прошивки или шлифовального круга, пропиливанием от края образца или централь-

ного отверстия, а также электроискровым способом и импульсным лазером. Для низко-и среднепрочных сталей и алюминиевых сплавов обычно применяют фрезирование, прошивание и пропиливание, а для высокопрочных сталей, титановых и твердых сплавов, металлокерамики — электроискровой способ, лазер или шлифовальные круги. При этом режимы обработки выбирают такими, чтобы зона нарушенного состояния материала у вершины надреза была значительно меньше длины начальной трещины. В этой связи в определенных случаях выгодно комбинировать различные способы, выбирая как окончательную такую операцию, которая приводит к минимальным ширине надреза и радиуса закругления его вершины и мало изменяет структуру материала (см., например, вариант 3 на рис. 5.20, где окончательный узкий надрез сделан электроискрой). Внутренние сквозные надрезы можно образовать также следующим образом. Просверливают ряд (три и более) вплотную расположенных отверстий с уменьшающимися по мере удаления от центра диаметрами. Затем разрезают перемычки между ними, а от крайних отверстий наносят острые надрезы вдоль линии трещины. Этот способ применяют при небольших длинах надреза.

Кольцевой надрез в цилиндрических образцах Ц—К—Р, Ц—К—ИЧВ, Ц—К—ИПВ (см. рис. 5.6) нарезают на токарном станке и шлифуют. Сегментный надрез в образцах $Ц_1$—Б—ИП, $Ц_1$—Б—ИЧ (см. рис. 5.16) образуют пилой, фрезой или шлифовальным кругом, надрез в образце $Ц_2$ — Б— ИКВ и $Ц_2$—Б — ИЧВ (см. рис. 5.17) сверлят, а в образцах П—П —Р и П—П—ИЧ (см. рис. 5.9) наносят тонкой дисковой фрезой или электроискровым способом.

В зависимости от выбора способа получения надреза его фронт может быть прямым (см. рис. 5.20, варианты 2, 3), а также шевронным (вариант 1) или косым (вариант 4), если это позволяет толщина образца. Шевронный и косой фронты дают возможность понизить по отношению к прямому нагрузку, необходимую для образования трещины. При косом фронте значительно легче по сравнению с шевронным наблюдать за распространением трещины, что особенно важно в случае хрупких материалов, которые могут спонтанно разрушаться от малых трещин при небольших перегрузках.

Чтобы уменьшить нагрузку и время зарождения трещины, применяются различные способы воздействия на вершину трещины, приводящие к локальным охрупчиванию и деструкции материала (наводороживание, лазерная и электронно-лучевая обработки и т. п.) при условии, что область нарушенного состояния материала у вершины надреза будет меньше исходной трещины. Об облегчении зарождения трещины в результате воздействия лазерным лучом свидетельствуют опыты, проведенные на образцах $Д_2$—В—Р (см. рис. 5.4) толщиной 4 мм и диаметром 230 мм из листов горячекатанной стали 65Г [15]. В образцах имелся внутренний надрез с шевронным фронтом (см. рис. 5.20, вариант 1). В одной партии образцов в вершине шеврона добавочно нарезали клиновидную острую канавку с радиусом закругления у дна примерно 0,05 мм. В другой вершину шеврона прожигали импульсом света неодимового лазера с энергией 120—140 Дж продолжительностью 4—7 мс, образуя коническое отверстие с входным диаметром 1,3—1,5 мм и выходным 0,7—0,8 мм. Вокруг отверстия формировалось кольцо оплавленного металла толщиной 0,05—0,1 мм с хрупкой структурой и множеством мелких трещин, выходящих на поверхность отверстия. Его окружала зона термического влияния, ширина которой не превышала 0,2 мм. Отверстие соединялось с надрезом, а в отдельных случаях между ними возникала тонкая перемычка. Образцы циклически растягивали (по схеме 18 в табл. 5.1) и определяли число циклов $N_з$ до образования трещины, которая прошла шеврон в образцах первой партии или вышла на зону термического влияния во второй, т. е. трещины, оканчивающейся на примерно одинаковом расстоянии от вершины шеврона. Результаты испытаний показывают (рис. 5.21), что при одинаковой затрате времени (числе

циклов $N_з$) для образцов, обработанных лазером, требуется существенно меньшее усилие, причем эффект тем сильнее, чем выше нагрузка, при которой получали трещину.

Если программой испытаний материала предусмотрено определение циклической долговечности до зарождения трещины, а также исследование кинетики роста коротких трещин, то соответствующие испытания рекомендуется проводить как первую часть испытаний на сопротивление РУТ. В этом случае форму и размеры надреза назначают в соответствии с условиями таких испытаний и никаких специальных мер по обращению последующего образования трещины не принимают.

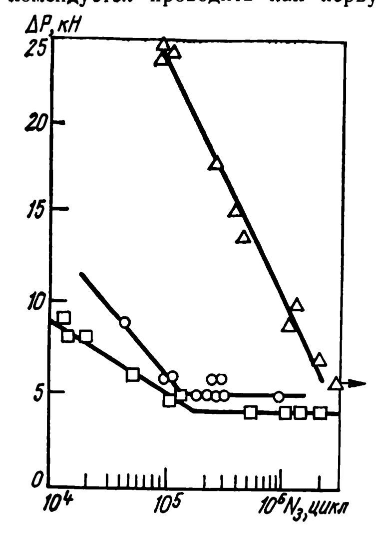



Рис. 5.21. Зависимость между размахом нагрузки на цикл $\Delta P$ при $P_{min}=1$ кН и числом циклов $N_з$ до образования трещины в образцах Д — В — Р из листовой стали 65Г с шевронным надрезом (△) и у прожженного лазером у вершины шеврона отверстия при наличии перемычки (○) или без нее (□) (стрелка указывает на то, что трещина не образовалась).

**Нанесение начальной трешины.** Начальные трещины у концов инициирующего надреза должны быть такими, чтобы их вместе с надрезом можно было рассматривать как макротрещину, имеющую при заданных значениях параметров $K_{max}$ или $\Delta K$ и прочих условиях испытания однозначную (в пределах естественного разброса) установившуюся скорость РУТ. Это означает, что к концу выведения начальной трещины предыстория ее образования (форма и размеры инициирующего надреза, режим нагружения, особенности зарождения и начального РУТ, микронеоднородности структуры и т. п.) на скорость разрушения не влияет, а условия, определяющие ее рост (состояние области предразрушения, форма контура трещины, ЗТ и т. п.), стабилизируются. В соответствии с изложенным формируются требования к режиму образования начальной трещины и ее геометрии.

После окончательной термической и механической обработки образцы обмеряют и проверяют их соответствие чертежам по размерам, допускам, взаимному расположению и чистоте поверхностей, а также выполнение изложенных указаний. Образцы, для которых нарушено любое из этих требований, возвращают на доработку или отбраковывают. Толщину $t$ плоских образцов измеряют с погрешностью не более 0,1 мм или 0,01 $t$ (что у них больше) в трех точках, расположенных равномерно вдоль предполагаемой траектории трещины (оси надреза) и по этим данным вычисляют среднее значение толщины, которое затем используют для определения КИН. Начальные трещины создают, как правило, путем циклического нагружения образца. При этом условия (закон нагружения, среда и т. п.) должны быть идентичными или максимально близкими к начальным условиям испытаний. В этой связи для нанесения трещин рекомендуется использовать то

же самое испытательное оборудование, что и для последующих испытаний.

Нагрузку при нанесении начальной трещины устанавливают такую, чтобы наибольший (наименьший) КИН цикла был не больше (не меньше) своих планируемых значений в начале испытаний (во всяком случае $\Delta K$ не должно быть больше этого значения). При этом КИН рассчитывают условно по формулам, приведенным в табл. 5.1, заменяя в них длину трещины $l$ на длину надреза $h$. Если при таким образом рассчитанной нагрузке трещина не зарождается или, зародившись, останавливается и не растет на протяжении $10^5$ циклов, следует плавно увеличить нагрузку на 10—20 % с постепенным ее понижением во время РУТ, как описано ниже.

Когда значения $K_{max}$ в начале испытаний близки к пороговому $K_{th}$ и соответствуют скорости РУТ $10^{-8}$ м/цикл и ниже (первый участок КДУР на рис. 5.1), такой способ образования трещины приводит к нерациональным затратам времени, а часто с его помощью вообще невозможно образовать трещину. Поэтому в этих случаях нагрузку вначале устанавливают на уровне, отвечающем скорости РУТ примерно $10^{-8}$ м/цикл, затем ее понижают ступенями на 15—20 %, а при скоростях ниже $10^{-9}$ м/цикл — не более чем на 5—10 % и поддерживают на данном уровне, пока ее измеренный прирост не превысит $(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$. Так поступают до тех пор, пока не достигнут значений $K_{max}$, соответствующих начальному этапу испытаний. Если после понижения нагрузки РУТ прекращается на протяжении $10^5$ циклов, нагрузку увеличивают до предыдущего уровня, а после страгивания трещины снова уменьшают на величину, вдвое меньшую, чем раньше. Возможны и другие способы понижения нагрузки (см. п. 5.5).

Некоторые исследователи создают трещину при высоких нагрузках, а затем перед испытаниями образцы отжигают для снятия остаточных напряжений. Несмотря на экономию времени, такой способ не может быть рекомендован для широкого употребления, так как отпуск не ликвидирует повреждения в самой области предразрушения и не меняет установившееся ЗТ. Нельзя гарантировать также отсутствие изменений структуры материала по сравнению с исходной за пределами области предразрушения, в первую очередь в ПЗ.

С целью ускорения образования начальной трещины описанный метод понижения нагрузки можно применить и в случаях, когда скорости РУТ при испытаниях будут выше $10^{-8}$ м/цикл. При этом начальные значения $K_{max}$ не должны превысить конечные более чем в 1,5—2 раза, так как при бóльших его значениях экономия времени от применения этого метода пропадает. На начальном этапе создания трещины можно также увеличить частоту циклов.

Если поддержание нужных условий испытаний связано со значительными осложнениями (испытания при низких температурах, в вакууме и т. п.), можно создавать трещину в две стадии. На первой стадии, пока длина трещины не превышает половины своего конечного размера, образцы нагружают при обычных условиях, а на второй — в условиях испытаний. Если условный предел текучести материала в обычных условиях $\sigma_{0,2}^{I}$ отличается от такового в условиях испытания $\sigma_{0,2}^{II}$ (как, например, при низкотемпературных испытаниях), то $K_{max}$ на первой стадии следует уменьшить (увеличить) в $\sigma_{0,2}^{I}/\sigma_{0,2}^{II}$ раз. Если упрочняющая обработка материала образца резко повышает его сопротивление зарождению трещины, допускается реализовать первую стадию до термообработки.

Кольцевые усталостные трещины в цилиндрических образцах Ц—К—Р, Ц—К—ИПВ и Ц—К—ИЧВ (см. рис. 5.6) проще всего создавать при жестком изгибе с вращением, для чего используют токарные станки [5], а также при циклическом ударном изгибе с вращением на копре [16]. Длину (глубину) начальной трещины выбирают такой, чтобы она была не

меньше указанного на чертежах размера, а контур надреза (включая отверстие) находился между прямыми, пересекающимися под углом 20—30° в вершине трещины (см. рис. 5.20). Длину (или полудлину для внутренних трещин) начальной трещины $l_0$ в плоских образцах измеряют с погрешностью, не превышающей большее из двух значений 0,1 мм или 0,005 $b$ (где $b$ — размер образца вдоль оси трещины) на обеих поверхностях образца. Замеренные длины должны удовлетворять следующим требованиям. Разность длины (полудлины трещины) на лицевой $l_0$ и тыльной $l_0''$ поверхностях образца (характеризующая перекос фронта трещины) должна удовлетворять условиям неравенств

$$\left.\begin{array}{l} |l_0 - l_0'| \leqslant 0{,}15t, \\ |l_0 - l_0'| \leqslant 0{,}05\,(l_0 + l_0'), \\ |l_0 - l_0'| \leqslant 0{,}025b. \end{array}\right\} \qquad (5.2)$$

Для внутренних трещин разность между правой $l_0^{\text{п}}$ и левой $l_0^{\text{л}}$ полудлинами, отсчитываемыми от оси образца (характеризующая смещение средины трещины от оси образца, т. е. ее эксцентриситет), должна удовлетворять условию

$$|l_0^{\text{п}} - l_0^{\text{л}}| \leqslant 0{,}04b. \qquad (5.2,а)$$

В случае шевронного надреза начальная трещина длиной не менее 1 мм должна появиться на обеих поверхностях образца. Угловые отклонения трещины на поверхности образца от оси инициирующего надреза не должны превышать 5°, а при визуальном осмотре ветвления трещины не должны замечаться. Эти ограничения установлены эмпирически по результатам статистической обработки наблюдений во время испытания образцов типа Д—В—Р из стали и алюминиевых сплавов при условии, что отклонения скоростей РУТ, вызванные указанными нарушениями, не выходят за естественную полосу разброса. Они в среднем согласуются с аналогичными нормами американского стандарта [3]. При обнаружении нарушений рекомендуется тщательно проверить точность изготовления образца, а также его установки в захватах машины и после нужных исправлений продолжать выведение трещины до прироста ее на 0,1$b$. Если наблюдавшиеся отклонения сохраняются, образец отбраковывают. Для цилиндрических образцов с кольцевой трещиной , а также образцов с поверхностной трещиной, в которых невозможно визуально измерить глубину трещины, контур начальной трещины фиксируют (см. п. 5.4), а ее измерения производят в изломе после испытаний образца (см. п. 5.5). Для оценки глубины трещины в этих случаях можно воспользоваться также другими способами (см. п. 5.4).

О том, что полученная в соответствии с изложенной методикой начальная трещина удовлетворяет предъявляемым к ней требованиям, следует убедиться по стабильности скоростей РУТ на первом этапе испытаний, которые должны укладываться в общую закономерность, а также по результатам осмотра излома после долома образца.

**Выбор образцов.** Форму и размеры образцов выбирают исходя из цели испытаний, размеров и формы заготовок, условий изготовления и эксплуатации деталей, для которых испытываемый материал предназначен, механических свойств материала при температуре испытания и наличного оборудования (испытательных машин, приспособлений для крепления образцов, специальных камер для испытаний при повышенных и понижен-

ных температурах, в средах и т. п.), а также из экономических соображений Для сохранения в основном упругого состояния образца его размеры назначают такими, чтобы на всем протяжении испытаний напряжения в нем, не исключая номинальных (т. е. рассчитанных без учета концентрации по простейшим формулам сопротивления материалов) нетто-напряжений в рабочем сечении, не превышали 80 % условного предела текучести. Кроме того, применение линейной механики разрушения требует, чтобы длина трещины $l$ и расстояние от ее вершины до края образца $\beta b - l$ ($\beta = 1$ для боковых и $\beta = 0{,}5$ для внутренних трещин) были значительно меньше ПЗ, удовлетворяя для плоских образцов следующим неравенствам:

$$l \geqslant 1{,}5K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2, \quad \beta b - l \geqslant 1{,}5K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2 \qquad (5.3)$$

при любых длинах трещины в пределах рабочего диапазона и соответствующих им $K_{max}$.

Для цилиндрических образцов с кольцевой трещиной [5]

$$b - D \geqslant 0{,}7K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2 \quad \text{и} \quad D \geqslant 1{,}6K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2 \qquad (5.4)$$

(здесь и далее $D$ — диаметр фронта трещины, показанный на схеме 16 в табл. 5.1) при растяжении (Ц—К—Р) и

$$b - D \geqslant 0{,}9K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2 \quad \text{и} \quad D \geqslant 1{,}4K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2 \qquad (5.5)$$

при изгибе (Ц—К—ИЧВ, Ц—К—ИПВ). В связи с неточностью формул для определения ПЗ и большой степенью неопределенности, неизбежной при конкретизации требований ее малости, а также многих обстоятельств, не поддающихся учету (изменение сопротивления пластической деформации и размеров ПЗ при повторных нагружениях и т. п.), требования (5.3)—(5.5) — весьма приближенны. Они действенны лишь для некоторых материалов при определенных условиях испытаний [10]. В то же время для низкопрочных материалов с относительно высокой способностью к циклическому упрочнению ограничения (5.3) оказались слишком жесткими, так как трещины, удовлетворяющие и не удовлетворяющие им, имеют равные скорости роста при заданных условиях испытаний. В этой связи было предложено заменить в формулах (5.3) $\sigma_{0,2}$ на $\sigma_F = (\sigma_в + \sigma_{0,2})/2$, что в какой-то мере учитывает способность материала к упрочнению, правда, лишь при монотонном кратковременном нагружении. Несомненно, более логичным было бы найти эти величины по стабилизированным кривым циклического деформирования, которые, однако, на практике редко когда имеются. Предлагают также определять $\sigma_{0,2}$ при скорости нагружения, равной скорости циклического нагружения.

Толщину плоских образцов выбирают независимо от их ширины, стремясь к предельному стеснению пластических деформаций у вершины трещины, т. е. чтобы

$$t \geqslant \beta_K K_{max}^2/\sigma_{0,2}^2, \qquad (5.6)$$

где безразмерный коэффициент $\beta_K$ принимают равным 2,5 для алюминиевых, титановых, магниевых сплавов и сталей и 0,6 для чугунов. Условие (5.6) позаимствовано из методик испытаний на статическую трещиностойкость [11, 13, 17], где оно служит критерием корректного определения характеристики $K_{Ic}$.

В связи с недостаточной обоснованностью и отсутствием систематической экспериментальной проверки критерии (5.3)—(5.6) используются как ориентиры. В еще большей степени это относится к другим известным в

литературе признакам применимости КИН как параметра, определяющего скорость РУТ. Например, к фрактографическому признаку (доля косого излома не должна превышать 40 % [2]) и требованию, чтобы относительное сужение образца в зоне разрушения $\varphi = 1 - t_c/t$ ($t_c$ — толщина в изломе) было меньше предельного, которое задают в границах от 1,5 [11] до 5 %.

Требует также дальнейшей разработки признак [10], основанный на измерении взаимного перемещения двух сопряженных точек, расположенных на противоположных берегах трещины или на малом расстоянии от них (см. метод упругой податливости в п. 5.4), и сравнении его со значением раскрытия трещины, рассчитанным на основании линейно-упругой модели. Если ПЗ малы, эти два значения практически совпадают, однако с ростом зон разница между ними возрастает. Весьма ограниченные данные позволяют предположить, что КИН применим для однозначного описания РУТ, если измеренное перемещение превышает рассчитанное упругое не более чем в два раза [10]. До установления более достоверных критериев, что, наверно, приведет к их усложнению и дифференциации по материалам, следует придерживаться ограничений (5.3)—(5.6). Однако, если они приводят к техническим осложнениям, например в связи с требованием больших размеров образцов, допускаются их нарушения с последующей проверкой, чтобы влияние таких нарушений на результат было незначительным. Если материал представлен в виде полуфабрикатов (например, листовой прокат) или элементов конструкции ограниченной толщины, то эта толщина остается неизменной и в образце, хотя бы и условие (5.6) не выполнялось. Все такие нарушения следует указывать наряду с результатами испытаний, которые в этом случае относят не к самому материалу,а к данному полуфабрикату из материала, т.е. говорят, например, о ЦТ листовой стали 65Г толщиной 2 мм.

При выборе отношения толщины к ширине образцов следует учитывать, что с его уменьшением возрастает опасность выпучивания (выход из своей плоскости) образца, но уменьшается кривизна фронта трещины. Желательно также, чтобы размеры образца позволили провести в процессе испытаний не менее 30 измерений длины трещины, а образцы, в которых размеры трещины нельзя определить непосредственно (цилиндрические образцы с кольцевой трещиной, образцы с поверхностной трещиной),— не менее 8 измерений в изломе при соблюдении ограничений на минимальное и максимальное значения прироста трещины $\Delta l$ между двумя последовательными измерениями (см. п. 5.5). Таким образом, на основании неравенств (5.3) при испытаниях с возрастающим $K_{max}$ от начального $K_0$ до конечного $K_к$ требуемую ширину образца можно определить по формуле

$$\beta b \geqslant 1{,}5\frac{K_к^2}{\sigma_{0,2}^2} + \sum_{i=1}^{I}\Delta l_i + A, \quad (5.7)$$

где $\sum_{i=1}^{I}\Delta l_i = I\overline{\Delta l}$ — рабочий диапазон длин трещин; $I \geqslant 30$ — число измерений; $\overline{\Delta l}$ — средний прирост трещины между замерами; $A$ — большее из двух значений: $A = 1{,}5\frac{K_0^2}{\sigma_{0.2}^2}$ или $l_0$ (что больше); $l_0$ — начальная длина трещины вместе с надрезом. Аналогичное неравенство легко написать и для цилиндрических образцов.

Поскольку не все описанные образцы удовлетворяют в достаточной мере всему комплексу требований к образцам и в связи с тем, что КДУР в

какой-то, пусть и малой, степени зависят от формы образцов, рационально ограничить их число для основных испытаний. Поэтому для построения базовых КДУР и определения характеристик ЦТ материала рекомендуется использовать наиболее полно удовлетворяющие всем требованиям образцы П—В—Р (см. рис. 5.3), $К_1$—В—Р (см. рис. 5.5), К—Б—РВ (см. рис. 5.10) и их эквивалентные дисковые модификации $Д_1$—В—Р (см. рис. 5.4), Д—Б—РВ (см. рис. 5.11), а если их применение наталкивается на трудности, также образцы П—Б—ИЧ (преимущественно) или П—Б—ИП (см. рис. 5.15). При проведении испытаний с постоянными параметрами цикла КИН рекомендуются образцы, у которых КИН не зависит от длины трещины,— $Д_2$—В—Р (см. рис. 5.4) или $К_2$—В—Р (см. рис. 5.5), а также ДК—Б—ИЧ (см. рис. 5.18), если направляющие канавки допускаются. Другие известные типы таких образцов (см. с. 271) недостаточно разработаны, имеют сложную конфигурацию и направляющие канавки. Поэтому при необходимости можно использовать рекомендованные выше образцы (в первую очередь П—В—Р, $К_1$—В—Р и $Д_1$—В—Р с относительно медленным повышением КИН по мере РУТ), нагружая их жестко и (или) изменяя нагрузку по соответствующей программе. При проведении специальных испытаний, стремясь приблизиться по форме и схеме нагружения к типовым элементам конструкций, кроме этих применяют также и другие образцы (оболочки, пластины на изгиб и т. п.) при условии соблюдения изложенных выше требований к образцам.

При знакопеременном цикле нагружения испытывают образцы, которые могут неподвижно, жестко соединяться с захватами машин. Сюда относятся П—В—Р, К—В—Р, Д—В—Р, Ц—К—Р, Ц—К—ИЧВ, Ц—К—ИПВ, П—П—Р, а также все образцы на изгиб при защемлении концов.

**Характеристики образцов**. Образец П—В—Р (см. рис. 5.3) введен во все нормативно-технические документы, регламентирующие испытания на ЦТ металлических материалов [1—4], а также в соответствующие методики испытания при статическом нагружении [11, 17, 18]. Нагружение и форма этих образцов моделируют работу элементов конструкций в виде пластин, растянутых равномерно распределенными усилиями. Наиболее рационально их использовать для испытаний листового материала толщиной 1—10 мм при ширине образца не менее 50 мм.

Такая же область применения образцов Д—В—Р и К—В—Р обоих вариантов, П—Б—Р и П—БД—Р. Образец $Д_1$—В—Р (см. рис. 5.4), узаконенный методическими указаниями [1], выгодно отличается малыми размерами (его коэффициент использования материала в 3—4 раза выше, чем образца П—В—Р), большим (в среднем на 50 %) значением КИН при одинаковых толщине образца и рабочем интервале длин трещин (см. рис. 5.19), а также высокой устойчивостью симметричного РУТ (случайно возникшая разность между полудлинами трещин самопроизвольно исчезает). Распределение напряжений на линии трещины неравномерно (но в значительно меньшей степени, чем в образцах на внецентренное растяжение или изгиб) и имитирует напряженное состояние вблизи передающих силу болтов или заклепок. Прочность образца в зоне приложения нагрузки по схеме растяжения сосредоточенными силами лимитирует его максимальный размер обычно до 350—500 мм в зависимости от толщины, свойств материала и конструкции захватов. Все сказанное о дисковом образце в полной мере относится и к прямоугольной его модификации $К_1$—В—Р (см. рис. 5.5).

Образец П—Б—Р (см. рис. 5.7) довольно часто применяется при испытаниях на статическую [11, 17, 18] и циклическую [1] трещиностойкость как альтернатива образцу П—В—Р. Его недостаток — высокая чувствительность напряжений в рабочем сечении к жесткости крепления образца, которая не поддается учету при вычислении КИН. Малейшие ограничения свободы поворота в захватах приводят к возникновению изгибающего мо-

мента, стремящегося закрыть трещину. В результате КИН, рассчитанный по обычной формуле (см. табл. 5.1), полученной в предположении равномерного распределения напряжений на коротких сторонах образца, может привести к существенной переоценке его значения.

Образец П—БД—Р (см. рис. 5.8) в 1960-е гг. [18] был самым распространенным, однако сейчас, хотя и остается в числе рекомендованных [17], применяется крайне редко. Связано это с неустойчивостью симметричного РУТ, вследствие чего всякие нарушения симметрии образца и нагрузки приводят к все возрастающему ускорению роста одной трещины и замедлению другой. Кроме того, как установлено экспериментально, взаимодействие напряжений около вершин трещин, приближающихся друг к другу, обусловливает их отклонение в сторону от общей линии [19].

Образец Ц—К—Р (см. рис. 5.6) предусмотрен отечественными нормативными документами для испытаний на статическую [11, 17] и динамическую [20] трещиностойкость пруткового материала круглого, а также квадратного и прямоугольного сечений, наибольший размер которых не превышает 40 мм. Важное преимущество этих образцов — высокая (по сравнению с плоским) степень стеснения пластических деформаций у фронта трещины, где плоская деформация реализуется одинаково во всех точках ее фронта. Однако их широкому применению для испытаний на трещиностойкость препятствует неустойчивость осесимметричного развития трещины, самопроизвольные отклонения от которого избежать тяжело даже при очень высокой точности изготовления образца и приспособлений для его установки и нагружения. Недостатком является также то, что продвижение трещины невозможно наблюдать непосредственно, чем сильно усложняется измерение ее глубины и проведение эксперимента в целом.

Образцы с поверхностной трещиной на растяжение (П—П—Р, см. рис. 5.9) или изгиб (П—П—ИП, П—П—ИЧ, см. рис. 5.9) применяют [1, 2] для исследования развития поверхностных усталостных трещин — весьма распространенных в инженерной практике и играющих главную роль в работающих под переменной нагрузкой конструкциях, основным требованием к которым является герметичность: сосуды давления, трубопроводы, резервуары и т. п. Методика таких испытаний до сих пор окончательно не разработана, несмотря на большое количество посвященных ей исследований [21]. Это обусловлено главным образом трудностями определения фронта трещины, который аппроксимируют полуэллипсом с постоянно меняющимися во время ее распространения длиной полуосей и их соотношением, сложностью обработки результатов испытаний, а также расчета КИН. Последнее представляет собой сложную пространственную задачу, удовлетворительное решение которой стало возможным лишь в последние годы в результате применения современных ЭВМ Именно на основе аппроксимации результатов таких вычислений получены формулы [21, 22], приведенные в табл. 5.1. Способ нагружения образцов — растяжение или изгиб — выбирают из соображений приближения к рабочим условиям конструкции, а также наличного оборудования. В связи со спецификой и сложностью (форма и размеры трещины определяются не менее чем двумя параметрами и не видны на протяжении опыта, граница — тыльная поверхность образца — расположена вблизи фронта трещины с вытекающими отсюда последствиями) испытания образцов с поверхностной трещиной относят к специальным. Их проводят с целью проверки прогноза развития поверхностной трещины, сделанного на основании результатов испытаний образцов со сквозной трещиной, определения воздействия на этот процесс различных факторов (например, среды), которое в силу специфики поверхностных трещин не может быть выявлено на обычных образцах. Такие испытания дают также уникальную возможность изучить влияние на РУТ анизотропии и неоднородности свойств по толщине материала, в частности эффекта упрочнения поверхностных слоев.

Компактный образец К—Б—РВ (см. рис. 5.10) чаще всех применяется для основных и специальных испытаний на статическую [11, 13, 17, 23], динамическую [20] и циклическую [1—4] трещиностойкость металлических материалов. Относительно небольшие размеры, как и образца $К_1$—В—Р, позволяют его рекомендовать при ограниченных габаритах заготовки. От образцов $К_1$—В—Р он отличается весьма быстрым возрастанием КИН по мере роста трещины (см. рис. 5.19), высоким градиентом напряжений на линии трещины и относительно низкими значениями усилий, необходимых для достижения заданного значения КИН. В связи с последним образец К—В—РВ используют главным образом при толщинах более 15 мм, но не менее 4 мм из-за опасности изгиба из своей плоскости (потери устойчивости плоской формы).

Дисковый образец Д—Б—РВ (см. рис. 5.11)— равноценная модификация компактного, выбор между ними диктуется лишь соображениями удобства в каждом конкретном случае.

Образцы А—Б—РВ (см. рис. 5.12) в виде сектора кольца введены [13] для специальных испытаний на трещиностойкость в направлении толщины стенки полуфабрикатов и изделий (сосудов, труб, криволинейных элементов конструкций и т. п.), толщина стенки которых не меньше 15 мм, а другие размеры не позволяют вырезать плоских образцов. Образец обычно применяют в двух модификациях: с малым ($a = 0$) — $А_1$—Б—РВ и большим ($a = 0{,}5\ b$) —$А_2$—Б—РВ эксцентриситетом приложения силы, хотя при необходимости использование других значений этого параметра не запрещается. На значение отношения внутреннего радиуса к внешнему ограничения не накладываются, если только требование к минимальной толщине выполняется. В предельном случае сплошного цилиндра ($r_1 = 0$) целесообразно использовать образец Д—Б—РВ, являющийся вариантом арочного образца при $r_2 = b$ и $a = 0{,}325\ b$.

Образцы Д—В—С (см. рис. 5.13) рекомендуются [24, 25] для испытаний по определению характеристик трещиностойкости весьма хрупких материалов: сверхтвердых поликристаллических сплавов, а также инструментальной и конструкционной керамики при статическом кратковременном нагружении. Используются они также при определении трещиностойкости горных пород и строительных материалов (бетонов). Нагружение образцов сжатием наряду с простотой реализации позволяет обойти значительные трудности, которые возникают при креплении обычных образцов на растяжение из таких материалов в захватах в связи с их низкой прочностью на смятие и растяжение и, следовательно, выкрашиванием и высокой чувствительностью к малейшим перекосам. Применимость дисков для испытаний на трещиностойкость при отрыве обусловлена тем, что при приложении к сплошному (т. е. без трещины) диску диаметрально сжимающих сил в сечении плоскостью действия этих сил возникают положительные равномерно распределенные напряжения $\sigma_y = 2P/(\pi b t)$. Таким образом происходит растяжение диска в направлении, перпендикулярном трещине, как и при испытании образца П—В—Р. Однако в отличие от последнего на продолжении трещины на перпендикулярных ей и наклонных площадках возникают сжимающие напряжения. Это обусловливает более мягкое напряженное состояние и высокую устойчивость прямолинейного роста трещины, так как случайное отклонение трещины в сторону приводит к резкому падению в касательной плоскости у ее вершины растягивающих напряжений, которые переходят в сжимающие. Образцы имеют относительно малые размеры при высоком коэффициенте использования материала (0,7), просты в изготовлении, что делает их незаменимыми, если заготовки небольшие, что характерно, например, для твердых сплавов.

Испытания сверхтвердых материалов и твердых сплавов на ЦТ наталкиваются на трудности, обусловленные большой крутизной КДУР (показатель в уравнении скорости РУТ (5.1) достигает значений $n = 12 \div$

÷ 18 [26]), и следовательно малые изменения нагрузки могут привести к существенным (на 1—2 порядка бóльшим) изменениям скорости РУТ. В этой связи способ нагружения образцов должен предохранять их от спонтанного разрушения. Необходимо, чтобы в системе образец — машина накоплялось как можно меньше энергии, а РУТ был стабильным, т. е. прирост не сопровождался сколько-либо значительным увеличением КИН. Такому условию удовлетворяет образец Д—В—С и разработанная в Институте сверхтвердых материалов АН УССР безрамная резонансная система нанесения начальных усталостных трещин и управления их дальнейшим ростом. Созданная на их основе методика испытаний на ЦТ была апробирована на дисках из твердых сплавов системы карбид вольфрама — кобальт (WC—Co), инициирующий надрез в которых создавался от центрального отверстия на электроискровом координатном станке [26].

Образец К—В—С (см. рис. 5.14) с диагональной трещиной практически эквивалентен дисковому и применяется вместо него в случаях, когда квадратную форму более легко получить.

Образцы П—Б—ИП (см рис. 5.15), нагруженные силой посредине пролета (так называемая трехточечная схема изгиба), давно известны по испытаниям на ударную вязкость, а теперь широко применяются для определения трещиностойкости материалов при статическом [11, 13, 17, 23], динамическом [20] и циклическом [1—2] нагружениях. Такие образцы легко получить из заготовок, размеры поперечного сечения которых значительно меньше длины. Они не требуют мощных испытательных машин, так как усилия, необходимые для достижения заданного КИН, относительно небольшие. Образцы имитируют работу элементов конструкций на изгиб, их используют главным образом для испытаний материалов низкой и средней прочности с относительным удлинением пятикратных образцов более 15 % [11]: прутков с наименьшим размером поперечного сечения более 10 мм, а также листов больших толщин (плит). Как и все балочные образцы, эти отличаются высокой интенсивностью увеличения КИН с ростом трещины (см. рис. 5.19), а из-за большой податливости (тем большей, чем больше длина образца и трещины и чем меньше осевой момент инерции сечения) требуют бóльших перемещений активного захвата испытательной машины. К их недостаткам относится возможность появления в плоскости трещины касательных напряжений при несовпадении плоскостей действия нагрузки и трещины, а также влияние неизвестных и не учитываемых КИН сжимающих напряжений под нагружающим роликом, резко возрастающих по мере вхождения трещины в зону приложения силы. Последнее обстоятельство заставляет ограничить максимальную длину трещины до 0,6 $b$.

Образец П—Б—ИЧ, нагруженный на концах изгибающими моментами или двумя симметрично расположенными относительно его середины силами (так называемая четырехточечная схема изгиба), лишен перечисленных недостатков при сохранении остальных свойств балочных образцов.

Аналоги образцов на изгиб прямоугольного сечения — цилиндрические образцы с сегментовидной боковой трещиной $Ц_1$—Б—ИП и $Ц_1$—Б—ИЧ (см. рис. 5.16) — особенно удобны для испытаний прутков с круговым сечением [9]. Формула для вычисления КИН в этих образцах (см. табл. 5.1) весьма приближенна хотя бы в связи с отклонениями фронта трещины от прямой линии, предполагаемой при выводе формулы, поэтому такие образцы пригодны лишь для сравнительных оценок.

Все сказанное об образцах на изгиб можно отнести и к цилиндрическим образцам с кольцевой трещиной Ц—К—ИПВ и Ц—К—ИЧВ [1, 5] (см. рис. 5.6). Для их изготовления, а также последующего нанесения исходной трещины и испытания могут быть использованы обычные токарные станки. При жестком нагружении фронт растущей трещины остается концентричным относительно оси. Однако из-за невозможности визуаль-

ного наблюдения за глубиной трещины и неопределенности зоны контакта их использование обычно ограничено специальными испытаниями с целью сравнения материалов и построения кривых долговечности.

Цилиндрические образцы $Ц_2$—Б—ИКВ или $Ц_2$—Б—ИЧВ [1, 27] (см. рис. 5.17) имитируют работу оси при развитии в ней трещины от малого поверхностного дефекта. В связи с неопределенностью фронта трещины и зоны контакта ее берегов и, следовательно, только приближенной оценкой

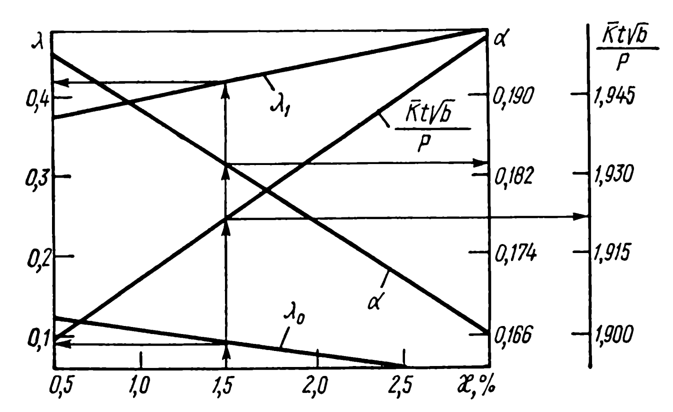



Рис. 5.22. Номограмма для оценки оптимальных параметров дискового образца $Д_2$—В—Р.

эффективного значения КИН эти образцы можно рекомендовать лишь для сравнительных испытаний, моделирующих рабочие условия.

Дисковые образцы $Д_2$—В—Р [1, 2, 24] (см. рис. 5.4) предназначены для испытаний материалов с неизменными параметрами цикла КИН. При растяжении кругового диска с центральной сквозной трещиной усилиями, распределенными в малой круговой области диаметра $d_1$ (область зажима образца), равнодействующие которых перпендикулярны трещине и приложены в точках, расположенных симметрично относительно центра диска на расстоянии $2a = (0,165 \div 0,195)\ b$ (здесь $b$ — диаметр диска) друг от друга (см. схему 18 в табл. 5.1), КИН практически не зависит от длины трещины в диапазоне $[2l_0, 2l_1]$, а только от нагрузки. Среднее значение КИН в этом диапазоне при плоском напряженном состоянии определяется по формуле, приведенной в табл. 5.1.

Границы диапазона $\lambda_0 = 2l_0/b$, $\lambda_1 = 2l_1/b$ и наибольшее относительное отклонение $\varkappa = 100\ |\ \bar{K} - K\ |\ /\ \bar{K}$ (в процентах) КИН от его среднего значения $\bar{K}$ можно найти из соотношений

$$\lambda_0 = -0,288 - 0,073\mu + 2,0\alpha + 0,75\eta;$$

$$\lambda_1 = 1,00 + 0,22\mu - 3,25\alpha - 1,25\eta; \qquad (5.8)$$

$$\varkappa = 15,28 + 3,38\mu - 72,0\alpha - 30,0\eta,$$

где $\alpha = 2a/b$; $0,04 < \eta = \frac{d_1}{b} < 0,08$.

Размер $\alpha$ выбирают, задаваясь диапазоном $2\ (l_1 - l_0)$ или относительным отклонением $\varkappa$. При этом можно воспользоваться прилагаемой номограммой (рис. 5.22). Например, приняв $\varkappa = 1,5\ \%$, проведем из этой точки перпендикуляр к оси абсцисс, ординаты пересечения которого с линиями $\alpha$,

$\lambda_0$, $\lambda_1$ и $\bar{K}t\sqrt{b}/P$ дают $2a = 0{,}183b$, $2l_0 = 0{,}09b$, $2l_1 = 0{,}41\,b$, $\bar{K} = 1{,}922\,P/(t\sqrt{b})$. Эти величины уточняют при конкретных значениях $\eta$ и $\mu$, используя формулы (5.8) и табл. 5.1.

Обычно применяются образцы с расстоянием $2a = 0{,}09b$ и верхней границей диапазона стабильности КИН $2l_1 = 0{,}42b$ (нижняя граница $l_1$ выбирается всегда больше диаметра $d_1$ зоны зажатия). Максимальное приближение к расчетной схеме реализуется путем применения специальных захватов, в которых усилие передается сцеплением образца с сухариками, прижимаемыми к его поверхности шпильками (см. п. 5.3). Нарушения такого способа нагружения (например, усилие передается прямо на образец через шпильку, если она придет в контакт с ним по краю отверстия) могут ощутимо повлиять на КИН, расчет которых по приведенным в табл. 5.1 формулам даст завышение их значений — эффект, затухающий по мере удаления вершины трещины от захвата. Когда длина трещины $2l$ превысит $0{,}42b$, диски можно использовать дальше как образцы I группы для испытаний с возрастающими $K_{max}$. Образцы предназначены главным образом для специальных испытаний (см. п. 5.1) листовых материалов толщиной 2—10 мм, а также цилиндрических полуфабрикатов (прутков) большого диаметра (100—500 мм), из которых нарезают образцы ориентации $R$ — $S$ (см. рис. 5.2, *г*).

Эквивалентный аналог дискового — квадратный образец $K_2$—В—Р (см. рис. 5.5). В нем диапазон независимости КИН от длины трещины несколько больше: $2l_1 = 0{,}52b$, за счет чего коэффициент использования материала остается примерно таким, как и в дисковом образце.

Двухконсольные образцы ДК—Б—ИЧ [1,28] (см. рис. 5.18) имеют диапазон стабильности КИН, равный своей длине за вычетом длины начального надреза и небольшой (порядка одной- двух ширины $H$) зоны у свободного конца. Однако использование всего рабочего диапазона длин трещин на практике лимитируется большими перемещениями нагружаемых концов. Кроме того, значительные напряжения на площадках, перпендикулярных трещине, приводят к самопроизвольному отклонению ее в сторону, во избежание чего приходится увеличивать ширину образца $H$ и делать направляющие канавки. Наибольшее распространение получили V-образные канавки с углом раскрытий 45—60°, однако для облегчения наблюдения за РУТ можно делать пазы с цилиндрической поверхностью (рис. 5.23) или П-образные. Наличие канавок нарушает соответствие условиям работы элементов конструкций заданной толщины за счет как появления концентрации напряжений, так и исключения из работы поверхностного слоя. Они сильно, хотя и в неизвестной степени, стесняют пластические деформации, подобно тому как это происходит у фронта кольцевой трещины в цилиндрических образцах. Для подавления образования губ среза и выравнивания фронта трещины, канавки глубиной $0{,}15t$ каждая наносят и на образцы, которые не нуждаются в направляющих для трещины. Образцы ДК—Б—ИЧ используются преимущественно как $S$—$T$ и $S$—$L$ (см. рис. 5.2, *б*) образцы т. е. для испытаний на ЦТ (расслаивание) в плоскостях, параллельных поверхностям плоской заготовки и как $R$—$L$ или $S$—$L$ (см. рис. 5.2, *г*) образцы для испытаний цилиндрических заготовок. Эти образцы в определенной мере сохраняют стабильность КИН и при нагружении двумя силами (см. схему ДК—Б—ИП на рис. 5.2, *а*). При этом значительно упрощается реализация нагружения, однако возрастает склонность трещины к выходу из плоскости симметрии образца.

При испытаниях применяются также другие конфигурации образцов с постоянными КИН, среди которых наиболее часто встречаются нагруженные двумя силами профилированные образцы на растяжение—двухконсольный (ДКП—Б—РВ, рис. 5.23, *а*) [10, 29] и его удвоенный вариант в виде бабочки — двухбалочный (ДБП—В—Р, рис. 5.23, *б*) [30, 31]. Коэффициен-

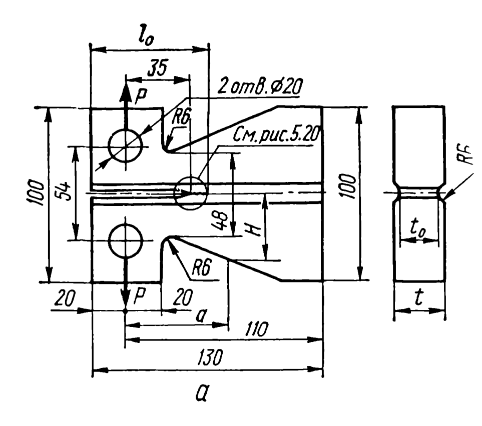
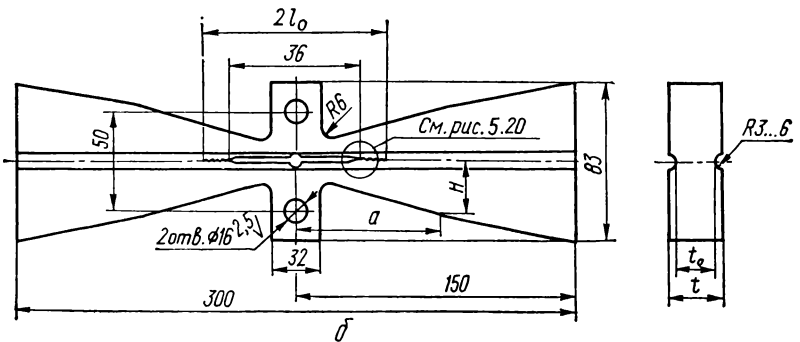



Рис. 5.23. Образцы профилированные с постоянным размахом КИН:

*а* — двухконсольный с боковой трещиной ДКП — Б — РВ ($a = H\sqrt{(m^4 - 1)/3}$; $K = \frac{\alpha P}{\sqrt{tt_0}}$, где $\alpha \approx 35$ м$^{-1/2}$ при $l_0 \geqslant 45$ мм); *b* — двухбалочный с центральной трещиной ДБП — В — Р ($a = 0{,}6H[\sqrt{0{,}92 + m^4} - 1]$; $K = \frac{\alpha P}{\sqrt{tt_0}}$, где $\alpha \approx 35$ м$^{-1/2}$ при $70 < 2l < 190$ м




ты использования материала в обоих образцах высокие. Первый из них требует для достижения заданного значения КИН меньших усилий, чем второй, зато вероятность отклонения трещины в сторону для него большая. Оба образца сложны в изготовлении. Не установлен также их оптимальный профиль (следовательно, и формулы для расчета КИН), который позволил бы обойтись без направляющих канавок при постоянстве КИН в широком диапазоне длин трещин.

Принципиальная возможность создания образцов с постоянным, независимым от длины трещины КИН основывается на следующих соображениях [32]. Выражение для КИН в случае плоской задачи можно представить в следующем виде:

$$K = BP(1 - \lambda)^{-q}\sqrt{\lambda}\,\varphi(\lambda), \tag{5.9}$$

где $B$ — некоторая постоянная образца; $P$ — приложенная сила или вообще параметр нагрузки; $\lambda = l/b$ для боковой или $\lambda = 2l/b$ для внутренней трещины; $q$ — показатель особенности КИН при приближении вершины трещины к краю образца ($l \to b$), который равен 0,5 при растяжении и 1,5 при изгибе; $\varphi(\lambda)$ — ограниченная функция. Благодаря множителю $\sqrt{\lambda}/(1 - \lambda)^q$ КИН возрастает, начиная с некоторого значения $l$. Его стабилизации при постоянной нагрузке можно достичь выбором схемы нагружения и формы образца, при которой функция $\varphi(\lambda)$ монотонно убывает с

ростом трещины, уравновешивая увеличение множителя $\sqrt{\lambda}/(1-\lambda)^q$. Такая ситуация имеет место, если силы приложены непосредственно к берегам трещины или вблизи от них. В этом случае КИН в неограниченном теле, полученном в результате удаления на бесконечность границ образца, будет уменьшаться с увеличением длины трещины, нейтрализуя на определенном участке влияние границ. Описанным способом создается стабилизация КИН в образцах $Д_2$—В—Р, $К_2$—В—Р, ДКП—Б—РВ и ДБП—В—Р. Возможны и другие способы, которые могут затормозить рост КИН, например путем создания полей сжимающих напряжений в результате приложения соответствующих сил или постановки стрингеров. Сложность этих приемов затрудняет их применение в экспериментальной практике. Более прост следующий способ. Параллельно образцу в захватах машины закрепляют упругий элемент с определенной жесткостью. В результате нагрузка $P$ будет распределяться между образцом и элементом следующим образом:

$$P_1 = (1 + c_2/c_1)^{-1}P; \quad P_2 = (1 + c_1/c_2)^{-1}P, \tag{5.10}$$

где $c_i$ и $P_i$ — жесткость и нагрузка на образец ($i = 1$) и элемент ($i = 2$) соответственно. С увеличением длины трещины жесткость образца и воспринимаемая им нагрузка уменьшаются. Таким образом, силовой фактор компенсирует действие геометрического (приближение трещины к границе), стабилизируя значение КИН. Так, при изгибе двух установленных в одном приспособлении для нагружения образцов — с трещиной и гладкого (упругий элемент) — первый с ростом трещины будет разгружаться, догружая второй, вследствие чего при надлежащем выборе соотношения их жесткостей и стабильной нагрузке $P$ можно достичь с некоторой точностью постоянства КИН в определенном диапазоне длин трещин. Стабилизация КИН с помощью испытательной машины рассмотрена в п. 5.3.

## 5.3. Испытательное оборудование

**Машины для испытаний.** Для испытаний на ЦТ используют машины, обеспечивающие нагружение образцов требуемых размеров по соответствующей схеме и заданному закону нагружения (амплитуда, асимметрия и форма цикла нагрузки, частота циклов). Машины оснащаются аппаратурой для измерения размаха и среднего значения (или наибольшего и наименьшего значений) нагрузки, числа циклов нагружения и времени, длины трещины, а также параметров окружающей среды (в обычных условиях — температуры и влажности воздуха). Испытания образцов Ц—К—ИПВ и Ц—К—ИЧВ рекомендуется проводить при жестком нагружении (с заданным перемещением). Для испытаний Д—В—С и К—В—С образцов используется виброэлектродинамический стенд, например типа ВЭДС-400А [25, 26]. В случае использования стандартных механических или гидромеханических способов измерения переменных усилий рекомендуется вести испытания на шкалах 100, 50 и 25 % (но не ниже) наибольшей циклической нагрузки, создаваемой машиной. При электронном силоизмерении с фиксированным динамометром допускается использовать минимальную шкалу 10 % Наибольшие и наименьшие контролируемые нагрузки назначают в пределах 20—100 % максимальной по данной шкале. Точность установления, поддержания и измерения циклической нагрузки устанавливается ГОСТ 25.502—79. Суммарная погрешность нагружения во время испытания зависит от типа машины и частоты циклов и не должна превышать в интервале 20—100 % каждого диапазона: $\pm$ 2 % при частоте $f \leqslant 0{,}5$ Гц, $\pm$ 3 % — при $0{,}5 < f < 50$ Гц и $\pm$ 5 % — при $f > 50$ Гц Погрешность измерения, поддержания и записи нагрузки в этом диапазо-

не не должна превышать ±3% определяемой величины. Нагрузку во время испытаний измеряют непрерывно и также непрерывно или периодически регистрируют. Американские нормы более жесткие и требуют контроля нагрузки с погрешностью ±2 % на протяжении всего испытания [3, 4], и только во время нанесения трещины она может быть увеличена до ±5 %. При работе на резонансных машинах и машинах с гидравлическим приводом (пульсатором), а также при жестком нагружении следует считаться с изменением нагрузки в связи с повышением податливости образца по мере РУТ.

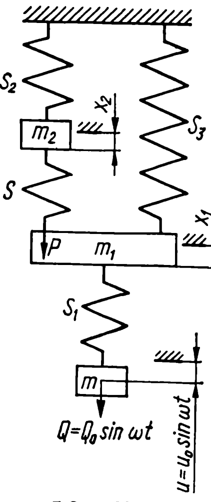



Рис. 5.24. Динамическая схема испытательной машины.

Необходимое максимальное усилие испытательной машины рассчитывают по формулам для КИН (см. табл. 5.1) так, чтобы во время испытаний можно было достичь запланированного наибольшего значения из всех значений максимального КИН $K_{max}$ цикла, не нарушая органичений на длину трещины (см. формулы (5.3)—(5.5) и табл. 5.1).

Испытательные машины комплектуются цифровым прибором для отсчета с погрешностью не выше 1 % числа циклов нагружения между двумя последовательными измерениями. Поскольку относительная погрешность этих измерений ограничивается 1 %, при скоростях РУТ порядка $10^{-6}$ м/цикл и выше прибор должен показывать каждый цикл. Для его контроля при заданной частоте нагружения желательно иметь таймер.

**Машины для испытаний с постоянным и падающим коэффициентами интенсивности напряжений.** При определенных параметрах и режимах работы машин как динамической упругой системы падение нагрузки, обусловленное понижением жесткости образца с развитием в нем трещины, может компенсировать увеличение КИН за счет роста длины трещины [33]. Принцип работы подавляющего большинства усталостных испытательных машин с жестким и мягким косвенным возбуждением можно привести к динамической схеме, представленной на рис. 5.24. Для нее, считая скорость и ускорение развития трещины достаточно малыми, получаем выражение для определения нагрузки $P$ на образец в зависимости от обусловленного развитием трещины прироста $\Delta S$ его начальной податливости $S_0$

$$P = S_3 A_n q_n (S_0 + \alpha_n \Delta S)^{-1} + P_m. \tag{5.11}$$

Здесь индекс $n = 1$ относится к жесткому нагружению, а $n = 2$ — к мягкому; $q_1 = u = u_0 \sin \omega t$ — заданное перемещение; $u_0$ — амплитуда перемещения; $q_2 = Q = Q_0 \sin \omega t$ — заданные усилия; $t$ — время; $Q_0$ — амплитуда заданного усилия; $P_m$ — постоянная составляющая нагрузки;

$$A_1 = (S_1 + S_3 + S_1 S_3 m_1 \omega^2)^{-1} \alpha_1; \quad A_2 = [(1 - S_1 m \omega^2)(1 - S_3 m_1 \omega^2) - S_3 m \omega^2]^{-1} \alpha_2;$$

$$\alpha_1^{-1} = 1 + \frac{S_1 S_2 + S_2 S_3 + S_3 S_1 - S_1 S_2 S_3 (m_1 + m_2)\omega^2}{S_0 (1 - S_2 m_2 \omega^2)(S_1 + S_3 - S_1 S_3 m_1 \omega^2)};$$

$$\alpha_2^{-1} = 1 + \frac{(1 - S_1 m\omega^2)\,[S_2 + S_3 - S_2 S_3 (m_1 + m_2)\,\omega^2] - S_2 S_3 \omega^2 m}{S_0\,(1 - S_2 m_2 \omega^2)\,[(1 - S_1 m\omega^2)\,(1 - S_3 m_1 \omega^2) - S_3 m\omega^2]};$$

$\omega$ — круговая частота колебаний; $m_i$, $S_i$ — приведенные массы и податливости нижнего ($i = 1$) и верхнего ($i = 2$) зажимных устройств и связанных с ними деталей; $S_3$ — податливость пружины статического нагружения; $m$ — масса возбудителя колебаний.

Структура формулы (5.11) остается такой же и при другой динамической схеме машины, меняются лишь конкретные величины $\alpha$ и $A$. В дальнейшем будем рассматривать только такие соотношения масс, податливостей и круговой частоты , при которых с ростом податливости образца нагрузка снижается. Поскольку $\Delta S > 0$, это условие выполняется, если $\alpha > 0$, а при $\Delta S > S_0/\ |\alpha|$, если $\alpha < 0$. В случае статической нагрузки ($\omega = 0$) $\alpha$ изменяется в промежутке [0, 1], причем равенство $\alpha = 1$ существует лишь при абсолютно жестком нагружении ($n = 1$, $S_1 = S_2 = 0$). Проинтегрировав с учетом выражения (5.9) соотношение [18]

$$\frac{dS}{dl} = \frac{2t}{E_1}\,\frac{K^2}{P^2}, \qquad (5.12)$$

получим [33]

$$\Delta S = \frac{2tb}{E_1}\,B^2 F\,(\lambda, \lambda_0), \qquad (5.13)$$

где $F\,(\lambda, \lambda_0) = \int\limits_{\lambda_0} \lambda f^2\,(\lambda)\,d\lambda$; $f\,(\lambda) = (1 - \lambda)^{-q}\,\varphi\,(\lambda)$; $E_1 = E/(1 - \mu^2)$ — для плоской деформации; $E_1 = E$ — для плоского напряженного состояния; $S = S_0 + \Delta S$ — податливость образца. Подставляем теперь равенство (5.13) в (5.11), а полученное выражение в (5.9)

$$K = B\,\{A_n q_n\,[1 + c_n F(\lambda, \lambda_0)]^{-1} + P_m\}\,\sqrt{\lambda}\,f\,(\lambda), \qquad (5.14)$$

где

$$c_n = \alpha_n\,\frac{2bt}{E_1 S_0}\,B^2.$$

Применимость формулы (5.14) ограничивается сверху большими скоростями нагружения, когда нельзя не учитывать волнового характера распространения деформации в образце и элементах испытательной машины. Полагая в выражении (5.14) $\omega = 0$, получаем уравнение для нахождения КИН при статическом нагружении, вызванном перемещением $u_0$ и нагрузкой $Q_0$.

Поскольку с увеличением длины трещины функции $f\,(\lambda)$ и $F\,(\lambda, \lambda_0)$ возрастают, изменение КИН в определенном диапазоне будет незначительным. Проиллюстрируем это в предположении, что $P_m = 0$, на образце К—Б—ВР (см. схему 9 в табл. 5.1), а также на образцах П—Б—ИП (схема 14 *а*) и П—Б—ИЧ (схема 14 *б*). Начальную податливость $S_0$ балок без трещин подсчитывали по формулам сопротивления материалов, а КИН вычисляли по формулам табл. 5.1.

Параметр $\alpha$, определяющий чувствительность системы к изменению жесткости образца, существенно влияет на характер зависимости КИН от длины трещины (рис. 5.25) *. Если при идеально мягком нагружении ($\alpha = 0$, $A \neq 0$) КИН неограниченно возрастает по мере приближения трещи-

* При расчетах кривых на рис. 5.25 и данных табл. 5.2 принимали $b = 2t$, а остальные размеры — в соответствии с рекомендациями в подписи к рис. 5.10 и на схеме 14 в табл. 5.1.

ны к границе образца ($\lambda \to 1$), то при абсолютно жестком нагружении ($\alpha = 1$) после достижения максимума он монотонно снижается. В других случаях нагружения ($\alpha > 0$ или $\alpha < 0$ при $\Delta S > S_0 \quad |\alpha|$) всегда существует определенный диапазон длин трещин $\Delta\lambda = \lambda_1 - \lambda_0$, в котором относительное отклонение $\varkappa$ коэффициента $K$ от среднего значения $\overline{K}$ ($\varkappa = |K - \overline{K}| / \overline{K} \cdot 100\,\%$) достаточно мало. С уменьшением значения $c_n$

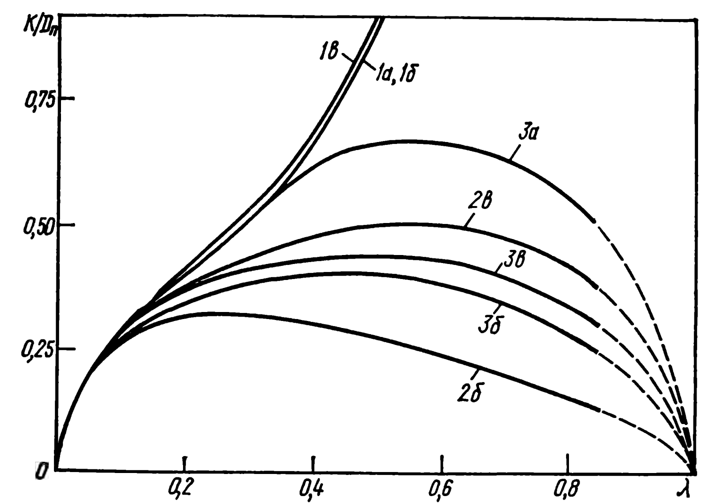



Рис. 5.25. Зависимость КИН, отнесенного к коэффициенту $D_n = BA_nq_n$, от безразмерной длины трещины $\lambda = l/b$:

*1* — $\alpha = 0$; $P = \text{const}$; *2* — $\alpha = 1$; *3* — оптимальное нагружение (соответствующие значения $c_n$ приведены в табл. 5.2); *а* — образец К—В—РВ; *б* — П—Б—ИП; *в* — П—Б—ИЧ.

начало этого диапазона сдвигается в сторону больших длин трещин. В табл. 5.2 приведены максимальные значения диапазона $(\Delta\lambda)_{\max}$ при различном допуске $\varkappa$ на постоянство КИН и соответствующие им значения $c_n$ и $\lambda_0$. Максимальные диапазоны стабильности КИН почти одинаковы для всех трех образцов, несмотря на различия в их геометрии и деформации и для малых отклонений $\varkappa$ ($\varkappa < 10\,\%$) могут быть оценены по формул,

$$(\Delta\lambda)_{\max} = 0{,}207\sqrt{(1 - 0{,}042\varkappa)\,\varkappa}. \qquad (5.15)$$

Чем податливее образец, тем большее значение $\alpha$ ($\alpha > 0$) необходимо для достижения максимального диапазона стабильности. В случае большой длины ($L > 16\,b$) балочного образца П—Б—ИЧ максимальному диапазону соответствует коэффициент $\alpha > 1$, который невозможно реализовать при статической нагрузке и заданной схеме (см. рис. 5.24).

Таким образом, при надлежащем выборе испытательной машины можно с достаточной для многих исследований точностью добиться в довольно большом промежутке длин трещин постоянства КИН в процессе РУТ или, если это необходимо, определенного его изменения — увеличения или уменьшения. Использование этих возможностей создает благоприятные условия для применения следящих систем, которые будут осуществлять

лишь тонкую регулировку изменения КИН. С помощью описанного принципа был создан ряд испытательных машин (см., например, [9]).

**Приспособления для нагружения и крепления образцов в испытательных машинах.** Конструкцию, материал и технологию изготовления приспособлений выбирают так, чтобы как можно точнее реализовать заданную схему нагружения (см. табл. 5.1), исключить влияние конкретного типа захватов на напряжения в рабочей части образца, а также обеспечить

Таблица 5.2. **Максимальное значение ($\Delta \lambda_{max}$) и начальная ($\lambda_0$) длина трещины, в котором КИН с погрешностью $\varkappa$ постоянны**

| Код образца | Номер схемы в табл. 5.1 | $\varkappa$, % | $\Delta\lambda_{max}$ | $\lambda_0$ | $c$ |
|---|---|---|---|---|---|
| К — Б — РВ | 9 | 1,0 | 0,21 | 0,56 | 3,7 |
| | | 2,5 | 0,31 | 0,41 | 3,7 |
| | | 5,0 | 0,40 | 0,37 | 3,7 |
| П — Б — ИП | 14*а* | 1,0 | 0,20 | 0,35 | 9,3 |
| | | 2,5 | 0,30 | 0,30 | 9,3 |
| | | 5,0 | 0,41 | 0,24 | 9,3 |
| П — Б — ИЧ | 14*б* | 1,0 | 0,20 | 0,38 | 7,5 |
| | | 2,5 | 0,31 | 0,32 | 7,5 |
| | | 5,0 | 0,42 | 0,26 | 7,5 |

жесткость и прочность приспособления в целом и образца в зоне приложения к нему нагрузки. В связи с высокой чувствительностью РУТ к нарушениям симметрии в распределении напряжений относительно плоскостей симметрии образца особое внимание уделяют точности изготовления приспособления и образца и их сборке. В частности, возникающие в образцах на растяжение изгибные напряжения не должны составлять более 5 % основных (об этом следует убедиться, например, с помощью тензорезисторов), что достигается соосностью кинематической цепи: тяга (траверса) — захват — образец и применением самоустанавливающихся соединений. Для образцов, несимметричных относительно линии приложения силы (П—Б—Р, К—Б—РВ и т. д.), должна быть обеспечена свобода поворота в захватах. Во всех подвижных соединениях стремятся максимально уменьшить трение и выработку, которые могут повлиять на КИН, для чего применяют антифрикционные втулки и смазку. При знакопеременном цикле (растяжение — сжатие) используют приспособления повышенной жесткости без подвижных соединений с зазорами и жестко связывают их с образцом, чтобы избежать ударов при перемене направления нагрузки. При этом для предотвращения выпучивания систему тяга — захват — образец делают максимально короткой и при необходимости применяют специальные накладки (см. п. 5.5). Нет принципиальных различий в требованиях к приспособлениям, используемым для предварительного нанесения исходной трещины и при последующих испытаниях на ЦТ, но если эти операции осуществляют на различных машинах, приспособления могут отличаться.

Ниже рассмотрены наиболее типичные апробированные практикой приспособления, которые рекомендуются к использованию. Не исключается применение и других конструкций, удовлетворяющих изложенным выше общим требованиям. При этом в приспособлениях по возможности используют (частично или полностью) захваты серийных испытательных машин и прилагаемые к ним устройства.

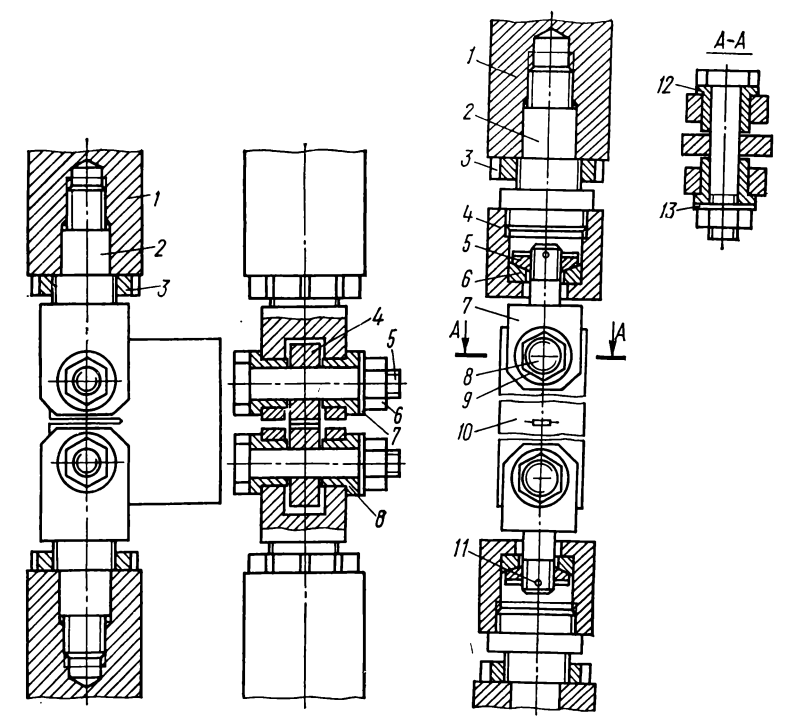



Рис. 5.26. Приспособление для крепления образцов с помощью пальца и вилки:

*1* — тяга машины; *2* — вилка; *3* — гайка фиксирующая; *4* — образец; *5* — палец; *6* — гайка; *7* — шайба; *8* — втулка установочная.

Рис. 5.27. Приспособление со сферическим шарниром для крепления образцов с помощью пальца и вилки:

*1* — тяга машины; *2* — переходник: *3* — гайка фиксирующая; *4* — стакан; *5* — гайка сферическая; *6* — шайба сферическая; *7* — вилка; *8* — палец; *9* — гайка; *10* — образец; *11* — штифт; *12* — втулка установочная; *13* — шайба.

Усилия на образцы $Д_1$—В—Р, $К_1$—В—Р, К—Б—РВ, Д—Б—РВ, А—Б—РВ, ДКП—Б—РВ и ДБП—В—Р, а также П—В—Р, П—Б—Р, П—БД—Р и П—П—Р, если их ширина небольшая (обычно не больше 80 мм), передаются непосредственно через палец, вложенный в отверстие в сбразце (рис. 5.26—5.28). Палец соединяется с тягой машины с помощью вилки (рис. 5.29). Диаметр отверстий под палец в образце и подкрепляющих пластинах не должен превышать 0,3 ширины образца, отклонение центров этих отверстий (в самом образце и в собранном с подкрепляющими пластинами) от оси образца не должно превышать 0,001 его ширины, а расстояние между центрами отверстий по оси образца должно быть не менее чем в 2,5 раза больше ширины. Посадка пальца в отверстии образца, подкрепляющей пластины или вилки — $\frac{H9}{d9}$.

Боковые зазоры между образцом (см. рис. 5.26, 5.27) или подкрепляющими пластинами (см. рис. 5.28) и вилкой равны примерно 5 % его толщи-

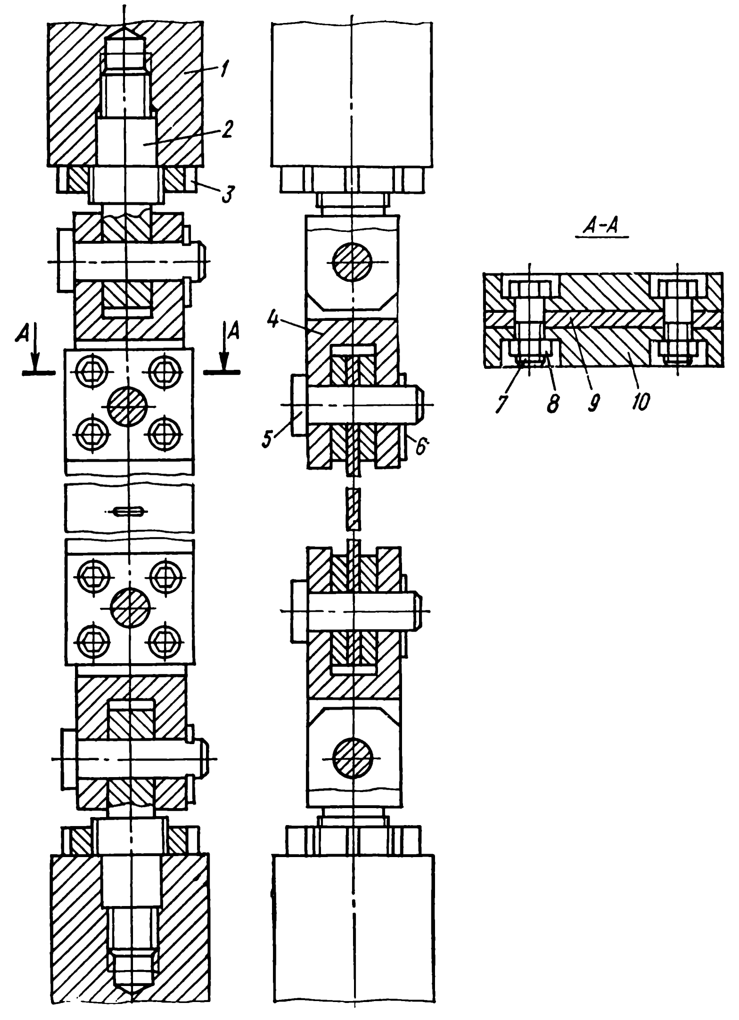



Рис. 5.28. Приспособление с двойным шарниром для крепления образцов с помощью пальца и двойной вилки

*1* — тяга машины; *2* — переходник; *3* — гайка фиксирующая; *4* — вилка двойная; *5* — палец; *6* — шплинт; *7* — болт; *8* — гайка; *9* — образец; *10* — пластина подкрепляющая.

ны. При больших зазорах применяют сменные установочные втулки различной длины (см. рис. 5.26, 5.27), которые не доходят до поверхности образца, образуя указанный выше зазор, и фиксируются в отверстиях вилки.

При необходимости ослабленное отверстием сечение образцов П—В—Р, П—Б—Р, П—БД—Р и П—П—Р шириной до 80 мм усиливают с двух сто-

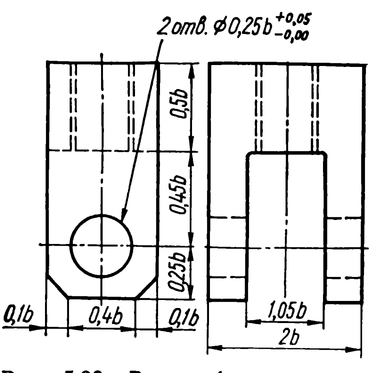



Рис. 5.29. Вилка (размеры указаны ориентировочно применительно к образцам К — Б — РВ и должны быть откорректированы в зависимости от конкретных типа, размеров образца, требуемых нагрузок, а также материала образца и вилки).

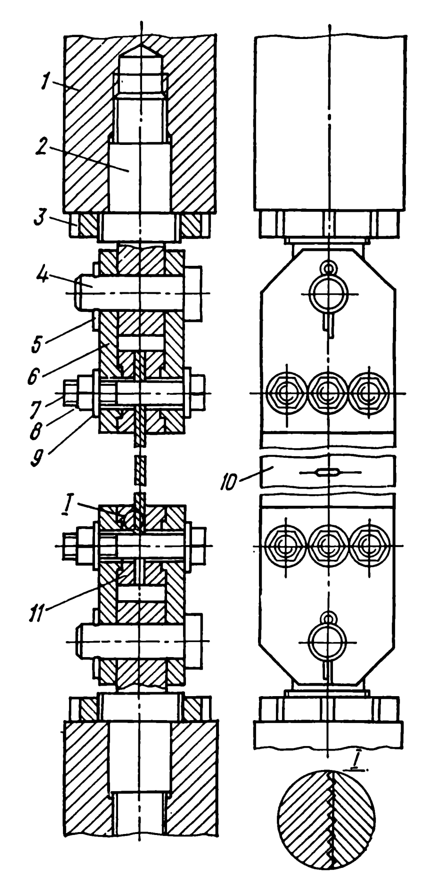



Рис. 5.30. Приспособление для крепления образцов с помощью пальца и накладок:

*1* — тяга машины; *2* — переходник; *3* — гайка фиксирующая; *4* — палец; *5* — шплит; *6* — накладка; *7* — болт; *8* — гайка; *9* — шайба; *10* — образец; *11* — вкладыш.

рон подкрепляющими пластинами толщиной не менее 3 мм, которые прикрепляют к образцу заклепками или болтами (см. рис. 5.28). С целью усиления концевые части образцов можно также расширить в 1,2—1,5 раза, причем длина рабочей (нерасширенной) части образца должна быть не менее, чем две ее ширины. Более широкие ($b > 80$ мм) образцы П—В—Р, П—Б—Р, П—БД—Р и П—П—Р предварительно зажимают через накладки болтами или шпильками, расположенными в один или два (редко больше) ряда (рис. 5.30). При таком креплении распределение напряжений в образце быстрее по мере удаления от крепления приближается к равномерному, что позволяет уменьшить длину рабочей (несжатой) части образца до $2b$. Ширина накладок должна быть не меньше ширины образца. Для увеличения сцепления между накладками и образцом на их внутренней стороне закрепляют сменные вкладыши из твердой стали (45—50 HRC) с острыми выступами на поверхности, контактирующей с образцом. Вместо вкладышей допускается делать насечку непосредственно на внутренней поверхности накладок. При испытании образцов из твердых материалов можно делать вкладыши из фрикционного или более мягкого материала, а насечку наносить на образец.

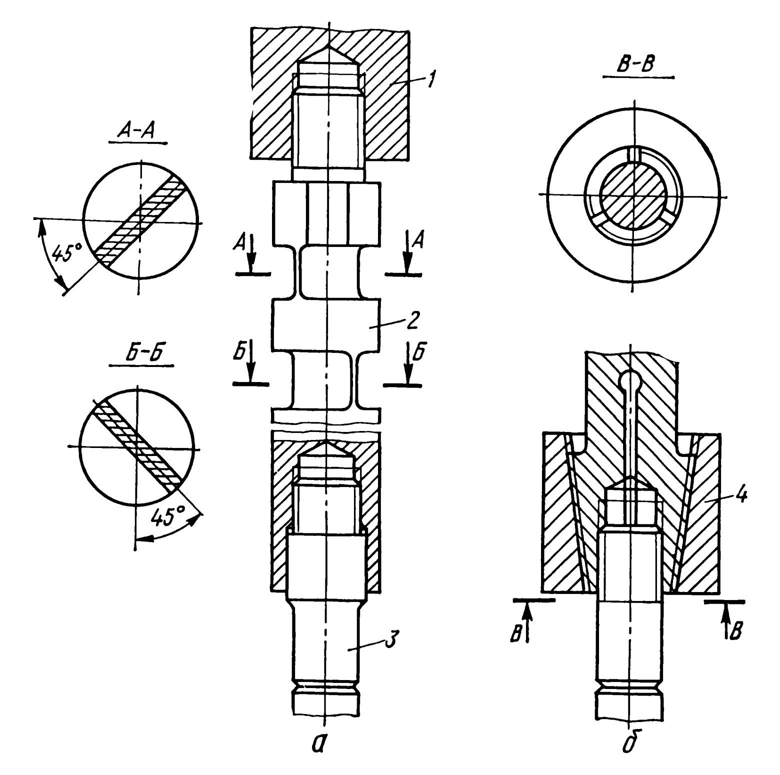



Рис. 5.31. Приспособление для крепления цилиндрических образцов на растяжение (Ц — К — Р) в двух вариантах — с направляющей поверхностью (*а*) и с разрезной цангой (*б*):

*1* — тяга машины; *2* — верхний захват; *3* — образец; *4* — гайка специальная; нижний захват (на рисунке не показан) не отличается от верхнего.

Образцы Ц—К—Р испытывают в стандартных захватах, предназначенных для испытаний цилиндрических образцов на растяжение по ГОСТ 1497—84. При этом предъявляются повышенные требования к точности установки образца, не допускаются проскальзывание образцов в захватах и смятие опорных поверхностей.

Для испытаний цилиндрических образцов с кольцевым острым надрезом (трещиной) предложены [34] захваты с локальными вырезами (утонениями), которые обеспечивают их высокую гибкость в двух взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 5.31). При такой конструкции образец изолирован от внешней, заложенной в испытательной машине, несоосности. В отличие от шарнирных (цилиндрических и шаровых) соединений здесь нет трения и зазоров. Крепление образца в захватах жесткое. Захваты требуют точного изготовления: симметрии вырезов (сечений А—А и Б—Б) относительно общей оси, концентричности резьбовых отверстий и направляющей поверхности для установки образца (рис. 5.31, *а*). Такие захваты апробированы при статическом нагружении и рекомендуются американским стандартом [35],

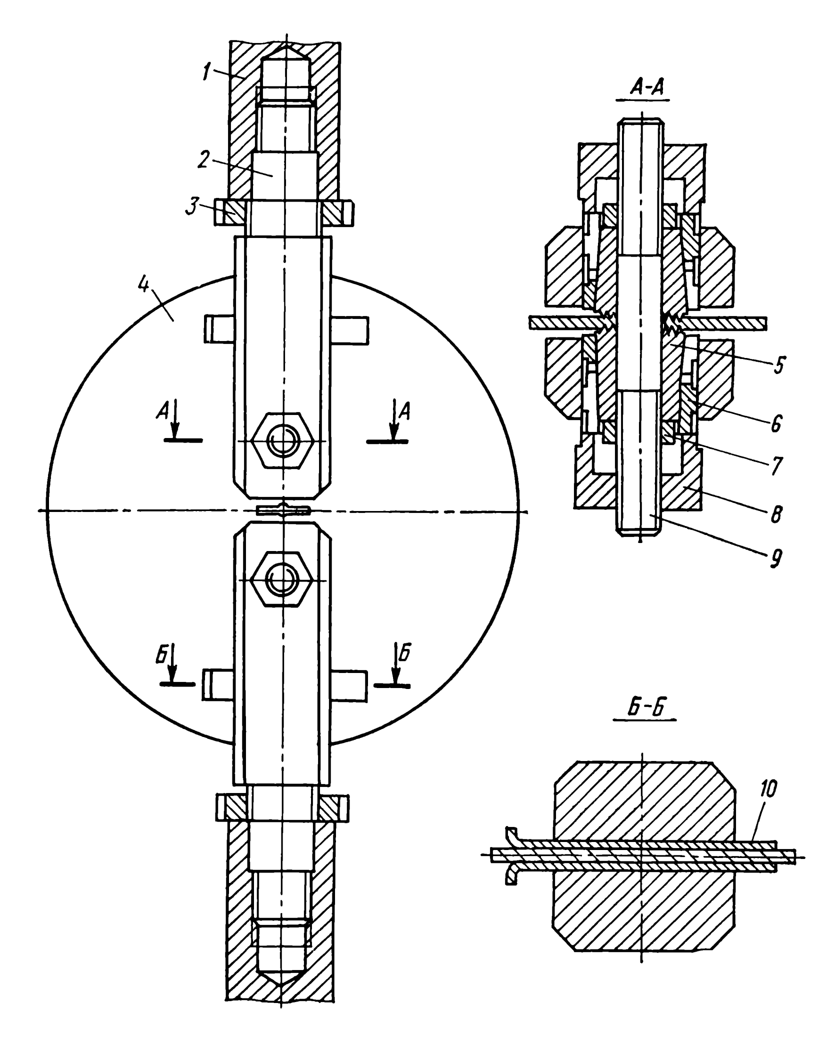



Рис. 5.32. Приспособление для крепления образцов $Д_2$ — В — Р и $К_2$ — В — Р:

*1* — тяга машины; *2* — вилка; *3* — гайка фиксирующая; *4* — образец; *5* — сухарик; *6* — цанга; *7*, *8* — гайка; *9* — шпилька; *10* — пластина установочная.

Образцы $Д_2$—В—Р и $К_2$—В—Р нагружают через конические сухарики, которые прижимают шпильками к образцу и центрируют с помощью цанг в отверстиях вилок (рис. 5.32). Посадка шпилек в отверстия в образце $\frac{H11}{d11}$. До зажатия образец устанавливают посредине вилки с помощью установочных пластин. Для увеличения сцепления сухарика с образцом в зоне контакта делают кольцевые канавки в более твердом материале этой пары (рис. 5.33). Канавки препятствуют также расширению материала в зоне

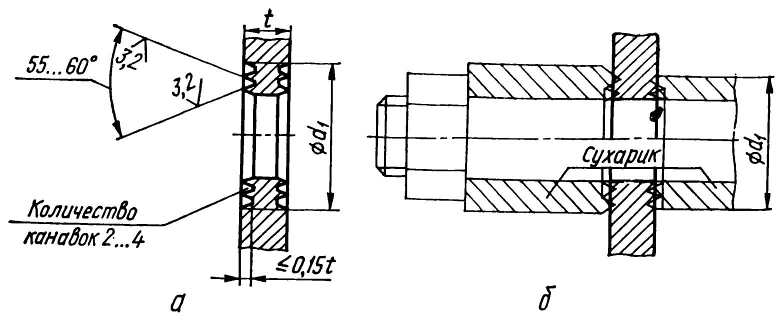



Рис. 5.33. Канавки в зоне сцепления образца с сухариками, нарезанные на образце (*а*) или на торце сухарика (*б*) (количество канавок 2—4).

контакта и таким образом появлению сжимающих напряжений вне этой зоны. Сухарики следует прижимать к образцу настолько, насколько это необходимо для передачи усилия через сухарики без контактирования шпильки с образцом. Крепление сухариками можно применять также для образцов $Д_1$—В—Р, $К_1$—В—Р, П—В—Р, П—БД—Р и П—П—Р как более прочное и способное передать большее усилие, чем крепление посредством пальца, особенно если в последнем случае требуется усиление зоны отверстия.

Рассмотренные приспособления для нагружения образцов соединяют с тягами (траверсами) испытательной машины жестко (см. рис. 5.26, 5.30), если при этом можно обеспечить их соосность с тягами и образцом, или посредством самоцентрирующихся соединений: сферических шарниров (см. рис. 5.27), двойного цилиндрического шарнира (см. рис. 5.28) или шаровых опор.

Для нагружения образцов Д—В—С и К—В—С сжатием используют [25] специальное приспособление (рис. 5.34), устанавливаемое на вибратор. В этом приспособлении переменная составляющая нагрузки создается возбуждаемыми вибратором колебаниями массы, а постоянная — пружинной скобой. Образец устанавливают так, чтобы отклонение оси инициирующего надреза от направления силы не превышало 1°. Сменная масса должна обеспечить заданный размах нагрузки при частотах, несколько (около 0,5 %) превышающих резонансные. В результате с падением жесткости образца по мере роста трещины резонансная частота, а следовательно, и нагрузка, будут уменьшаться, понижая интенсивность повышения КИН за счет увеличения длины трещины. Наклеенные на внутренней и внешней поверхностях скобы на обеих ее плечах тензорезисторы создают четыре плеча моста для измерения нагрузки.

Для испытаний образцов П—Б—ИП и П—Б—ИЧ (схемы 14 *а* и *б* в табл. 5.1) их устанавливают на роликовых опорах диаметром примерно ($b/3 \pm 1$) мм (рис. 5.35). Оси роликов должны быть параллельными (с погрешностью до 2°) друг другу и плоскости надреза и находиться на равных расстояниях от нее с относительной погрешностью не более 2 %. Роликовые опоры фиксируются упругими элементами (например, пружинами), которые прижимают их к гнезду в корпусе опоры. Положение образца фиксируется установочными болтами, между концами которых и образцом во избежание его зажатия должен оставаться зазор в 0,1—0,2 мм. Установка образца по отношению к нагружающему ролику (призме) должна быть такова, чтобы перемещение ролика было перпендикулярным (с погрешно-

стью до 2°) к верхней грани образца, усилие передавалось на образец равномерно по всей его ширине, а отклонение линии контакта от плоскости надреза (трехточечный изгиб) или от симметричного относительно ее расположения (четырехточечный изгиб) не превышало бы 0,01 $b$. Радиус нагружающего ролика или скругления призмы делается не менее $b/8$.

В таком же приспособлении испытывают и цилиндрические образцы с сегментовидной трещиной $Ц_1$—Б—ИП (схема 15 *а* в табл. 5.1). При этом для установки образца на опорные ролики на его концах делают лыски шириной не менее $b/2$. Для увеличения площадки контакта нагружающего ролика или призмы с образцом рекомендуется их радиусы увеличить до $b/4$ или сделать в них выемку под диаметр образца. Для испытания образцов П—Б—ИЧ и $Ц_1$—Б—ИЧ (схемы 14 *в* и 15 *б*, *в*, табл. 5.1) концевые части образцов длиной не менее 1,5 $b$ устанавливают по посадке $\frac{C11}{j11}$ между щеками и закрепляют сверху зажимами (рис. 5.36). Допускается наносить начальные трещины и испытывать балочные образцы с боковой трещиной типа П—Б и $Ц_1$—Б на консольный изгиб (П—Б—ИК, $Ц_1$—Б—ИК), если для испытаний по приведенным в табл. 5.1 схемам не хватает мощности машины.

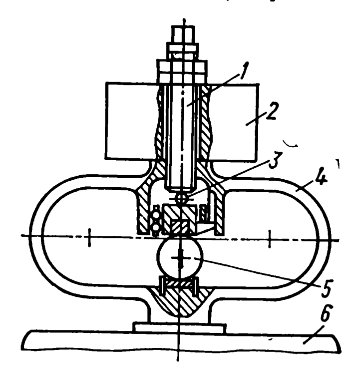


Рис. 5.34. Схема приспособления для циклического растяжения путем сжатия дисковых (Д — В — С) и квадратных (К — В — С) образцов:

*1* — винт регулировки постоянной нагрузки; *2* — масса; *3* — шарик опорный; *4* — скоба пружинная; *5* — образец; *6* — вибратор.

Для испытаний образцов Ц—К—ИПВ и Ц—К—ИЧВ при круговом жестком (с заданным прогибом) изгибе по трех- или четырехточечной схеме (схемы 16 *а* и *б* в табл. 5.1) используют нагрузочное приспособление, показанное на рис. 5.37. Трещину можно образовать также при нагружении по схеме консольного изгиба с вращением. Для контроля усилия в приспособление вмонтирован тензорезисторный динамометр, который позволяет по уменьшению жесткости образца судить также о продвижении усталостной трещины. Требуемая длина начальной трещины обычно достигается при падении нагрузки на 10—14 % и может быть ориентировочно оценена по формуле, приведенной в табл. 5.3. Установка образца по отношению к нагружающему подшипнику шириной примерно $b/3$—$b/5$ должна быть такова, чтобы ролик перемещался перпендикулярно оси образца с погрешностью не более 2°, усилие передавалось на образец равномерно по всей ширине подшипника. Отклонение линии контакта от симметричного расположения относительно плоскости надреза не должно превышать 0,01$b$. Крепление нагрузочной вилки должно позволять плавно изменять прогиб образца и поддерживать его постоянным с погрешностью не более 2 %.

В случае нанесения трещины на токарном станке образец устанавливается в центрах, а нагрузочная вилка закрепляется на суппорте. С помощью такого приспособления можно нагружать также образцы $Ц_2$—Б—ИЧВ (схема 17 в табл. 5.1).

Для реализации жесткого консольного изгиба (образец $Ц_2$—Б—ИКВ) используют приспособление, показанное на рис. 5.38. На фланец, которым оно крепится к машине, наклеены тензорезисторы для измерения изгибающего момента, Ось приспособления должна совпадають с осью образца.

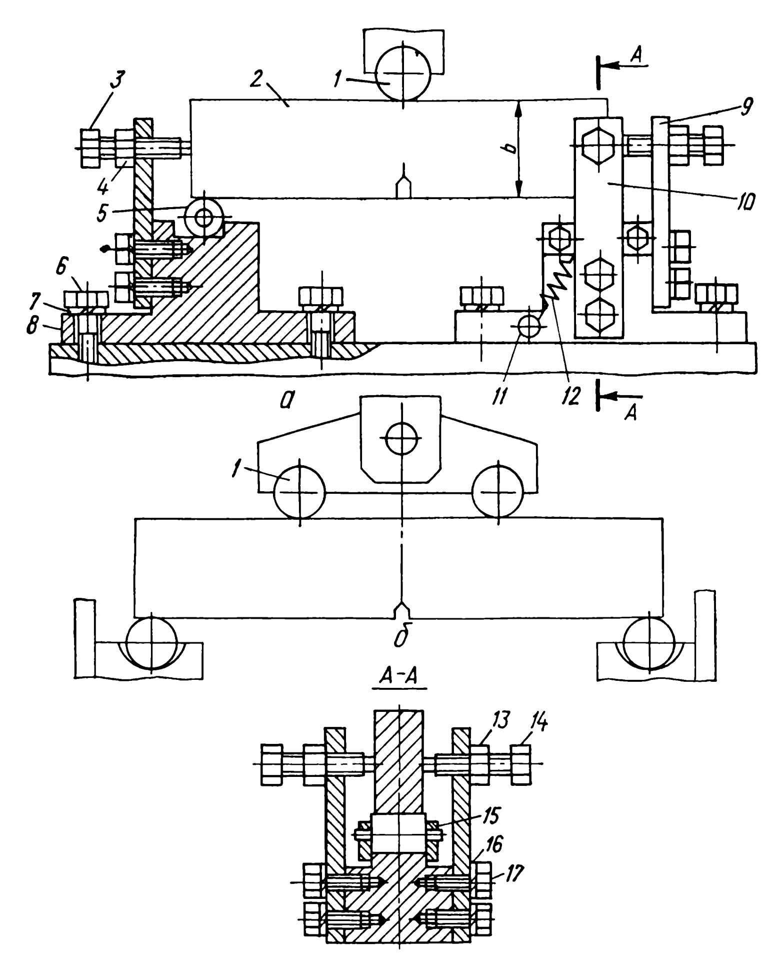



Рис. 5.35. Приспособление для нагружения образцов по схеме трехточечного (*а*) и четырехточечного (*б*) изгибов (схемы 14 *а*, *б* в табл 5.1):

*1* — ролик нагружающий; *2* — образец; *3*, *14* — болт установочный; *4*, *13* — гайка; *5* — ролик опорный. *6*, *17* — болт *7*, *16* — шайба; *8* — корпус основы; *9* — пластина торцевая; *10* — пластина боковая; *11* — винт; *12* — пружина; *15* — пластина ограничительная.

Для нагружения можно использовать описанное выше нагрузочное приспособление (см. рис. 5.37). Испытания можно проводить также на токарном станке, где образец зажимают в патроне, а нагрузочное приспособление закрепляют на суппорте. Приспособление можно использовать для нанесения начальной трещины в образцах Ц—К—ИПВ и Ц—К—ИЧВ, а также для их испытаний (тогда их обозначение будет Ц—К—ИКВ), когда требуемая нагрузка для изгиба по трех- и четырехточечной схеме выше максимальной для приспособления.

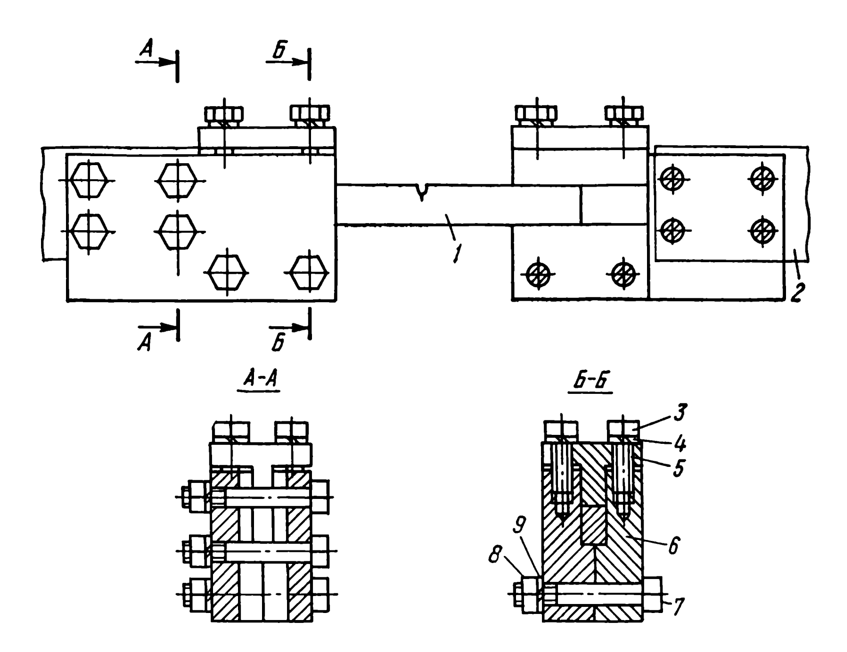



Рис. 5.36. Приспособление для зажатия образцов на чистый изгиб (схема 14 *в* в табл. 5.1):

*1* — образец; *2* — рычаг; *3*, *7* — болт; *4*, *9* — шайба; *5* — зажим; *6* — щека; *8* — гайка.

При конструировании и эксплуатации приспособления, показанного на рис. 5.39, которое позволяет использовать для испытания образца ДК—Б—ИЧ машины на циклическое растяжение, необходимо особо обратить внимание на его жесткость и подвижность соединений. Крепление приспособления в испытательной машине осуществляется способами, описанными выше.

**Установка для регулирования и стабилизации параметров воздуха** [36]. При проведении специальных испытаний возникает необходимость создания требуемых условий взаимодействия со средой. Установка для изменения и поддержания относительной влажности (в пределах $10^{-2}$ — $10^{2}$ %), давления ($10^{-3}$—$10^{5}$ Па) и температуры (от ее значения в лаборатории до 373 К) воздуха или любой неагрессивной газовой среды (рис. 5.40) состоит из герметичной камеры *1*, сосуда давления *7*, содержащего заданную газовую среду, вакуум-насоса *16*, узла осушки *8*, узла увлажнения *10*, мембранного насоса принудительной циркуляции *14* и буферной емкости *5*, которые с трубопроводами и соответствующей арматурой образуют замкнутый циркуляционный контур, а также аппаратуры *19* для измерения влажности, температуры и давления газа. Установленная на колонках испытательной машины герметичная камера имеет два уплотненных сильфона для выхода верхней *26* и нижней *17* тяг захватов образца *18*. Круглая форма камеры на рисунке обусловлена ее назначением для испытаний дисковых образцов Д—В—Р. Корпус плотно закрывается с двух сторон крышками с окнами из молибденового стекла для наблюдения за трещиной. Разрежение в камере до 1 мПа осуществляется последовательно включенными меха-

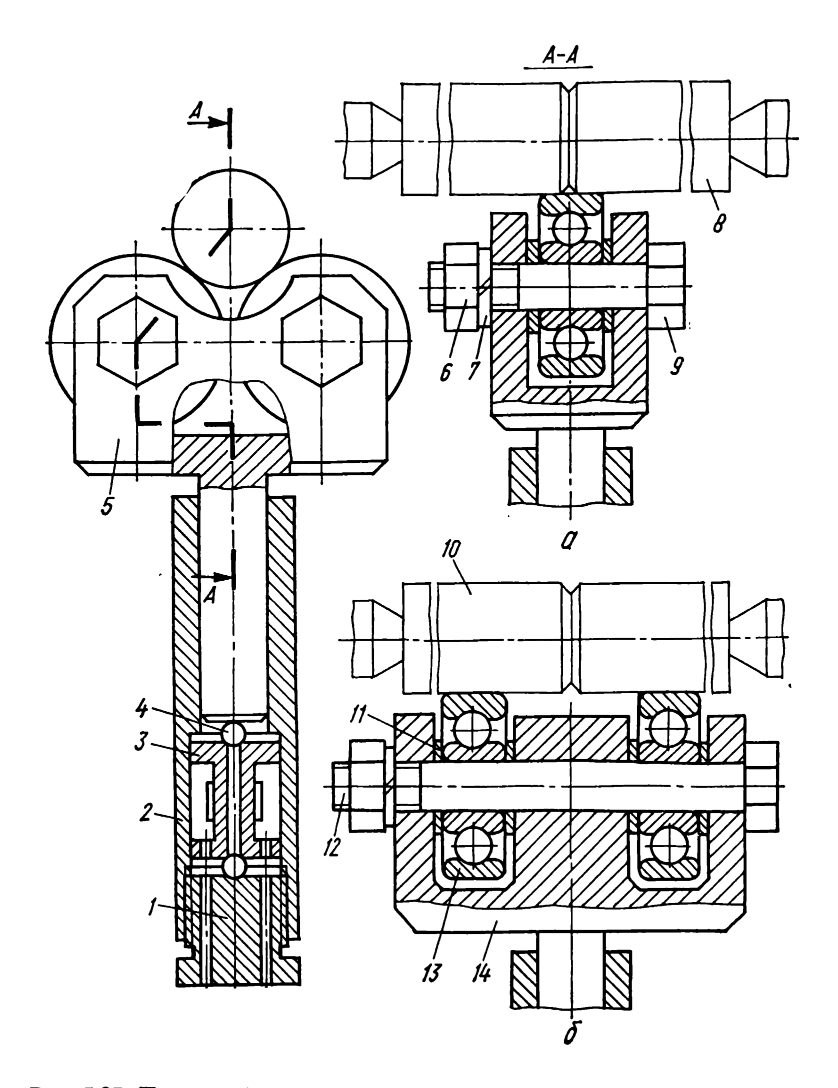



Рис. 5.37. Приспособление для нагружения цилиндрических образцов на изгиб с вращением по трехточечной (*а*) и четырехточечной (*б*) схемам изгиба:

*1, 6* — гайка; *2* — корпус; *3* — динамометр с тензорезисторами; *4* — шарик опорный; *5, 14* — вилка нагрузочная; *7* — шайба; *8, 10* — образец; *11* — кольцо; *9, 12* — ось; *13* — шарикоподшипник.

ническим и паромасляным вакуумными насосами, причем две азотные ловушки не пропускают паров масла в камеру. Давление от нормального до 10 Па достигают путем откачки воздуха из камеры и ее герметизации. Более высокое давление поддерживают с помощью натекателя при постоянно

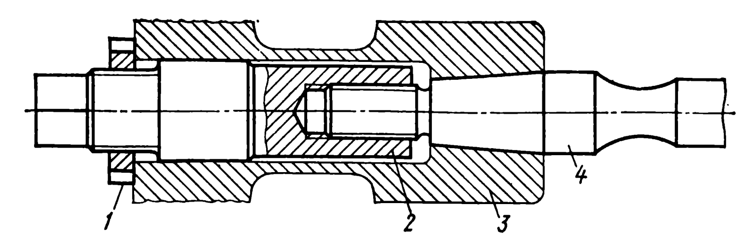



Рис. 5.38. Приспособление для зажатия цилиндрических образцов на консольный изгиб:

*1* — гайка фиксирующая; *2* — гайка затяжная; *3* — фланец крепления и динамометр с тензорезисторами; *4* — образец.

работающих насосах. Газ осушивают вымораживанием влаги (и в некоторой степени также примесей $SO_2$, $H_2S$, $NH_3$ и $CO_2$) в двухстенном сосуде *9*, охлаждаемом жидким азотом (азотной ловушке), и в емкостях *4*, заполненных адсорбентами влаги (цеолитами). Перед испытаниями цеолит регенерируют при температуре 573 К, непрерывно откачивая десорбированную влагу механическим насосом. Узел увлажнения состоит из последовательно соединенных колб *12* с нагревателями *13*, внутри которых помещены барботеры. Колбы заполняются из бака *11* водой, которая в случае проведения испытаний не в воздухе должна быть очищена от растворенных в ней газов.

Измерение, регулировка и стабилизация температуры в камере в пределах от комнатной до 373 К с точностью $\pm 0,25$ К осуществляются с помощью термометра сопротивления *24* , электронагревательной спирали *25*, размещенной по ободу камеры, и уравновешенного автоматического моста *23* типа КВМТ. При достижении требуемой температуры, которая выставляется на вращающемся циферблате уравновешенного моста, регулирующее устройство прибора *23* дает команду через магнитный пускатель на включение или выключение электрической спирали. Во избежание появления заметных перепадов температуры спираль рассчитана так, чтобы ее температура мало отличалась от температуры газа в камере. Вследствие малой (около 3 $см^3 \cdot с^{-1}$) скорости поступления и выхода газа из камеры температурная инерционность системы незначительная. Давление воздуха в камере в диапазоне $10^2$—$10^5$ Па измеряется мановакуумметром *22*, а более низкое — термопарными манометрическими лампами.

Заданную влажность газовой среды в общем случае достигают следующим образом. Установив образец в захватах и герметизировав камеру, перекрывают сообщение системы с водяным баком *11* (колбы *12* должны быть при этом пустыми) и соединяют ее с вакуум-насосом *16*. После вакуумирования системы ее заполняют средой из сосуда *7*, причем для получения газа низкой влажности заполнение следует производить через узел осушки. Если средой служит воздух атмосферного давления с относительной влажностью в пределах 20—100 %, камеру заполняют воздухом лаборатории, а для работы в чистых газах вакуумирование с последующим заполнением (промывкой) системы проводят несколько раз. После достижения в камере заданного давления и требуемой температуры изменяют влажность воздуха путем его принудительной циркуляции через узел осушки или увлажнения, в котором колбы *12* нужно заполнить водой. Для интенсификации увлажнения рекомендуется подогреть камеру и воду в колбах, а при осушке — охладить адсорбент и прогреть камеру, чтобы ускорить десорбцию влаги с ее стенок. По достижении требуемой влажности газа при заданных температуре и давлении камеру отключают от системы, однако испытаний не на-

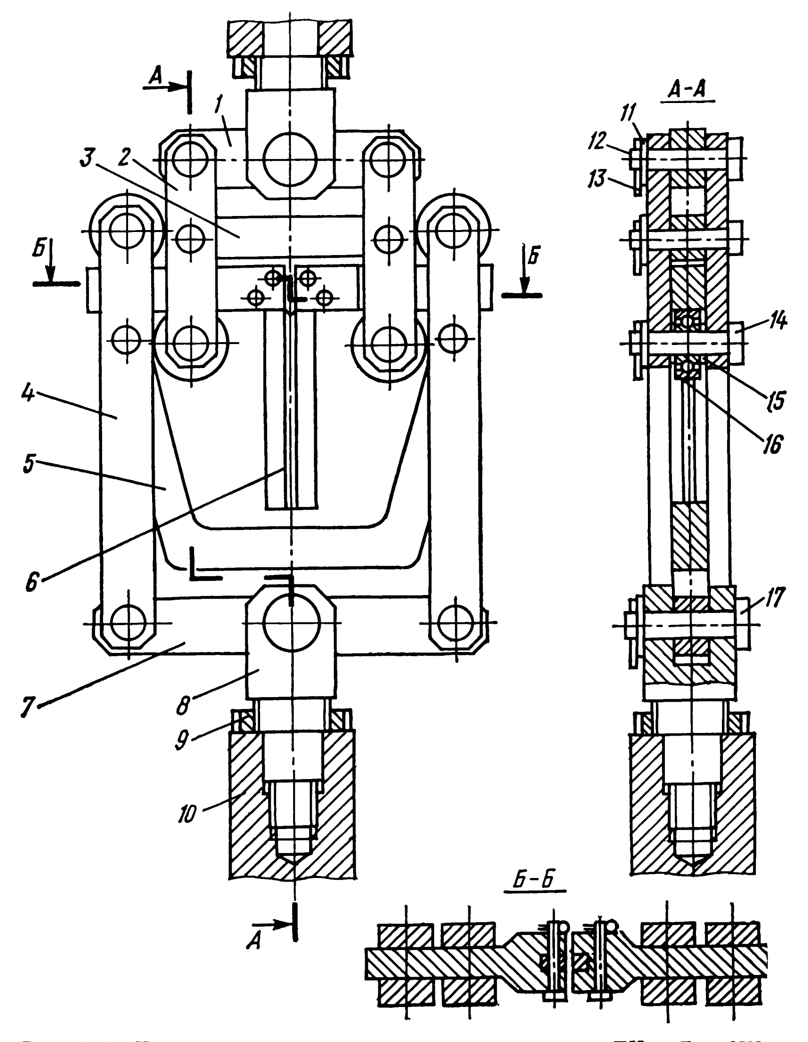



Рис. 5.39. Приспособление для нагружения образцов ДК — Б — ИЧ на чистый изгиб в машине на растяжение:

*1, 7* — коромысло; *2, 4* — тяга; *3, 5* — стяжка; *6* — образец; *8* — вилка; *9* — гайка фиксирующая; *10* — тяга машины; *11* — шайба; *12, 17* — палец; *13* — шплинт; *14* — ось; *15* — кольцо; *16* — шарикоподшипник.

чинают до тех пор, пока показания гигрометра на протяжении 30 мин не станут постоянными. Время увлажнения газа зависит от степени увлажнения и колеблется от 2 до 150 мин. Высокой степени осушки газа достигают в результате постоянной принудительной циркуляции воздуха через азотную ловушку и цеолит, пока содержание влаги не уменьшится до значений

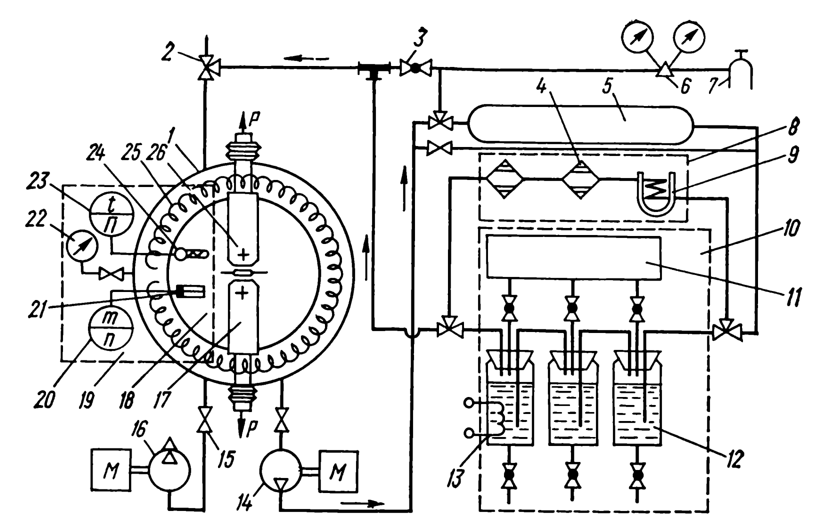



Рис. 5.40. Схема установки для создания и поддерживания определенной влажности, давления и температуры воздуха (газовой среды):

*1* — камера; *2* — кран трехходовый; *3* — кран проходной; *4* — емкость с адсорбентом; *5* — буферная емкость; *6* — редуктор балонный; *7* — сосуд давления с газом; *8* — узел осушки; *9* — вымораживатель влаги; *10* — узел увлажнения; *11* — водяной бак; *12* — колба; *13* — нагреватель; *14* — мембранный насос; *15* — вентиль проходной; *16* — вакуум-насос; *17* — нижняя тяга; *18* — образец; *19* — измерительная аппаратура; *20* — гигрометр; *21* — датчик влажности; *22* — мановакуумметр; *23* — уравновешенный автоматический мост для измерения и регулировки температуры; *24* — термометр сопротивления; *25* — электронагревательный элемент; *26* — верхняя тяга.

порядка 1 млн$^{-1}$ (1 млн$^{-1}$— концентрация примеси — здесь водяного пара,— при которой на $10^6$ молекул газа приходится одна ее молекула), что для воздуха при атмосферном давлении и комнатной температуре соответствует относительной влажности примерно $4 \cdot 10^{-3}$ %. Циркуляцию продолжают и во время испытаний.

Используемый в установке гигрометр *20* с пленочным датчиком влажности *21* разработан на базе измерительной аппаратуры РКЗ-5, применяемой для комплексного зондирования атмосферы. Он имеет стабильные показатели работы при изменении давления от 400 Па до атмосферного, температуры от 363 К (+90 °С) до 183 К (—90 °С) и влажности неагрессивной среды от 5 до 100 %. Действие прибора основано на свойстве гигроскопической органической пленки — чувствительного элемента датчика — изменять свои линейные размеры при изменении относительной влажности среды. В датчике чувствительный элемент в виде круглой мембраны наклеен на металлическое кольцо диаметром 40 мм. В середине мембраны закреплен металлический диск, который с помощью тяги и рычага соединен с ползунком реостата Следовательно, положение ползунка на реостате (т. е. значение сопротивления) зависит от относительной влажности газа.

Электрическая схема гигрометра (рис. 5.41, *а*) представляет собой замкнутую электрическую цепь, состоящую из датчика влажности ДВ (реостата), сопротивлений *R1* и *R2*, измерительного прибора *М* (микроамперметр М24 со шкалой 0—150 мкА). Цепь питается от стабилизированного источника ИПС-020 напряжением 2 В. Стабилизированный источник подсо-

единён к сети 220 В через понижающий трансформатор *Тр1*. В результате изменения влажности мембрана перемещает ползунок реостата датчика, что приводит к изменению тока в цепи, фиксируемого прибором *М*.

При отсутствии барокамеры калибровку шкалы гигрометра производят по показаниям стационарного психометра, помещенного вместе с датчиком влажности в герметичную камеру, влажность воздуха в которой изменяют следующим образом. Сначала в камере создают 100 %-ю влажность, подсоединяя ее к источнику интенсивного парообразования, и потенциометром *R1* гигрометра выставляют стрелку на конец шкалы микроамперметра *М*. Затем камеру подсоединяют к системе осушки, добиваются в камере стабилизации атмосферы с минимальной влажностью. После этого влажность повышается до 40—50 % за счет естественного испарения дистиллята из желобка психометра. Высокие уровни влажности в камере достигаются пропусканием воздуха из баллона через систему увлажнения описываемой установки. Градуировочная кривая (рис. 5.41, *б*) состоит из двух прямолинейных участков, соответствующих изменению относительной влажности $\vartheta$ в диапазонах 10—35 % и 55—100 %. Для измерения малых количеств влаги используют серийный прибор «Байкал».

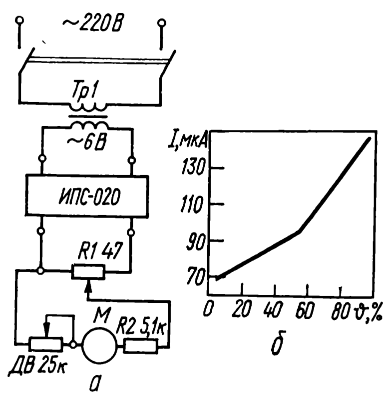



Рис. 5.41. Принципиальная схема гигрометра (*а*) и его градуировочная кривая (*б*).

**Камера для испытаний при низких температурах** [37]. Камера предназначена для испытаний образцов при температурах в диапазоне от комнатных до 103 К (—170 °С) в заданной атмосфере без контакта с хладоагентом, что обеспечивает возможность исключения влияния среды на температурное изменение ЦТ. Камера выполнена по форме применительно к испытаниям дисковых образцов Д—В—Р. Корпус камеры *9* (рис. 5.42) — цилиндрический сосуд с двумя стенками, из пространства между которыми выкачан воздух, закрывается с двух сторон крышками *2*. К фланцу корпуса *8* приварены кронштейны *20*, с помощью которых камера крепится на колонках *19* испытательной машины. Для наблюдения за образцом *14*, закрепленным в захватах *15*, в крышках вмонтировано двойное окно из оргстекла *7*, которое фиксируется рамой *4*. Через патрубки *18* в камеру проходят нижняя *10* и верхняя *11* тяги испытательной машины. Места входа тяг уплотнены сильфонными соединениями *1*. Крышки изготовлены из текстолита, все остальные элементы, а также захваты образца выполнены из аустенитной стали и имеют низкую теплопроводность. Камера снабжена патрубком для подключения вакуумного насоса и дополнительно извне термоизолирована пенопластом. Для охлаждения образца до температур выше 203 К (—70 °С) используют охладители *6* в виде фигурных цилиндрических сосудов, сваренных из листовой меди, внутри которых проходит змеевик с калиброванными отверстиями для равномерного истечения хладоагента. Такие охладители устанавливают с минимальным зазором шлифовальной стенкой к образцу по обе его стороны (на рис. 5.42 показан только передний левый охладитель с вырезом для наблюдения за трещиной). При охлаждении до более низких температур охладитель *6* и крышку сзади

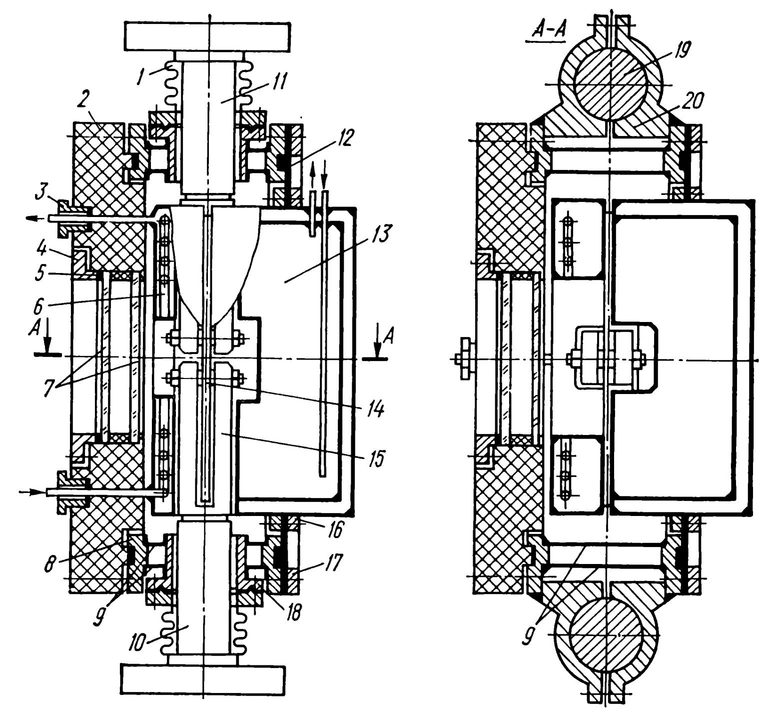



Рис. 5.42. Конструкционная схема низкотемпературной камеры:

*1* — сильфон; *2* — крышка камеры; *3* — гайки уплотнителя трубки ввода хладоагента; *4* — рама окна; *5* — прокладка рамы окна; *6* — охладитель; *7* — стекла смотрового окна; *8* — фланец корпуса; *9* — корпус камеры; *10* — тяга нижняя; *11* — тяга верхняя; *12* — кольцо уплотнительное; *13* — охладитель; *14* — образец; *15* — вилка захвата; *16*, *17* — кольца крепления охладителей; *18* — патрубки ввода тяг; *19* — колонки испытательной машины; *20* — кронштейн крепления камеры.

заменяет двухстенный сосуд *13* (как показано на рис. 5.42), который заполняют различными жидкостями, охлажденными до температуры замерзания, или непосредственно жидким азотом. Сосуд *13* крепится к фланцу корпуса камеры с помощью уплотнительного кольца *12* и металлических колец *16*, *17*.

Подача хладоагента (жидкого азота) в охладитель регулируется накалом спирали, помещенной в сосуд Дьюара. Кроме того, установлением выводной трубки в сосуде выше или ниже уровня жидкости достигается поступление в охладители газообразного или жидкого азота. Температура образца измеряется медьконстантановыми термопарами, введенными в камеру через герметические вводы, и поддерживается постоянной с погрешностью ±2 К. Термопары крепятся к образцу по линии движения трещины механическими прижимами или могут также привариваться конденсаторной сваркой либо зачеканиваться на таком расстоянии от трещины, чтобы не повлиять на состояние материала на ее пути.

## 5.4. Методы измерения длины трещины

Длину растущей трещины можно измерять любым методом, обеспечивающим надежное и стабильное во времени измерение ее прироста менее 0,2 мм, а для больших образцов ($b > 100$ мм) — менее $0{,}002b$. При необходимости можно производить измерения и с меньшей точностью, если соблюдаются требования, накладываемые на значение прироста длины трещины $\Delta l$ между двумя последовательными измерениями (см. п. 5.5). Это, однако, приведет к увеличению измеряемых приростов и, следовательно, времени испытаний и требуемого количества образцов, а также к изменению дисперсии скорости РУТ. Важной характеристикой метода является его универсальность, т. е. применимость к разным материалам и формам образца в широком диапазоне скоростей РУТ, а также в различных условиях испытаний (температура, среда, облучение), в том числе и при недоступности для прямого наблюдения. Наиболее перспективны методы, позволяющие автоматизировать измерения, проводить их без остановки машины и выводить данные в виде, пригодном для обработки на ЭВМ. Пока нет измерительных систем, удовлетворяющих всем требованиям, а отечественная промышленность не выпускает приборов, специально предназначенных для измерения длин трещин.

На практике наиболее распространены следующие методы измерения длин трещин: визуальный, фотосъемки, упругой податливости, датчиков последовательного разрыва, разности электрических потенциалов и фрактографический. Кроме того, известны исследования, в которых применен метод акустической эмиссии, ультразвуковой, вихревых токов или магнитный. Этим методам посвящен ряд монографий [38—41], некоторые сведения о них приведены в работах [42—44].

**Визуальный метод.** Метод заключается в периодической локализации вершины трещины при 5—50-кратном увеличении и измерении с требуемой точностью длины трещины или расстояния от ее конца до некоторой базисной точки: края образца, конца надреза или метки. С этой целью используют катетометр—серийно выпускаемый оптический прибор с увеличением 2—26 раз (в зависимости от марки и фокусного расстояния) и высокой разрешающей способностью для дистанционного измерения расстояния между двумя точками. Зрительная труба катетометра перемещается по колонке, а значение перемещения определяется по шкале, позволяющей провести отсчет с погрешностью 1,5—3 мкм. Наблюдать конец трещины и измерять его передвижение можно также с помощью отсчетного микроскопа (например, МБС-11) с сеткой, нанесенной на объектив, который по мере роста трещины передвигают на ширину поля зрения вдоль траектории трещины. Можно также на поверхности образца перпендикулярно направлению РУТ с помощью прибора для измерения микротвердости наносить через определенное расстояние риски и отмечать число циклов, когда трещина пересекает их. (Вместо рисок иногда на образец наклеивают или печатают фотоспособом непосредственно метки в виде решетки.) При отсутствии микроскопов и катетометров через определенные промежутки времени, наблюдая через лупу, фиксируют конец трещины, например, тонкими царапинами. Расстояние между последними измеряется после испытаний на инструментальном микроскопе. Погрешность такого приема сравнительно высокая. Для улучшения видимости трещины поверхность образца полируют и подбирают соответствующее косое освещение. Используют также импульсное освещение с частотой, кратной частоте циклов (но не ниже 16 Гц, когда стробоскопический эффект пропадает), и максимумом, совпадающим с максимумом раскрытия трещины. Для наблюдения в недоступных и закрытых местах (например, при испытаниях в камерах) применяют гибкие светопроводы (стекловолокна), которыми подводят также освещение.

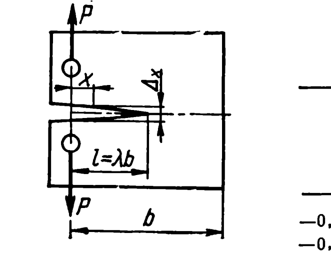
Визуальный метод применим ко всем материалам, не воздействует на них, практически не подвержен помехам. Результаты, полученные с его помощью, не зависят от воздействия сопутствующих явлений (пластической деформации, выделения тепла и т. п.). Однако для непрозрачных материалов он годится лишь в случае, когда фронт трещины выходит на поверхность образца. Кроме того, он весьма трудоемкий, требует постоянного присутствия и не поддается автоматизации. Операция измерения занимает много времени (20—60 с) и поэтому этот метод непригоден для измерения высоких скоростей РУТ во времени ($v_t = fv \geqslant 10^{-5}$м·с$^{-1}$). Фотографирование трещины на фоне рисок через определенные промежутки времени с помощью аппарата, срабатывающего синхронно с освещением и максимальным раскрытием трещины, снимает последний недостаток, однако требует периодического передвижения аппарата и последующего просмотра пленки для измерения трещины. Весьма трудно добиться четкого изображения на пленке конца трещины, особенно если ее раскрытие составляет менее 50 мкм.

**Метод упругой податливости**. Метод заключается в измерении податливости образца, которая изменяется с РУТ. Относительную упругую податливость $s$ рассчитывают по измеренному взаимному смещению $\Delta v$ двух расположенных симметрично по разные стороны от плоскости трещины точек (реперные точки), используя формулу

$$s = \Delta v E t / P = f(\lambda, b, x_i, y_i, \mu), \tag{5.16}$$

где для цилиндрических образцов вместо толщины $t$ подставляют внешний диаметр $b$ (здесь $\lambda$ — относительная длина трещины). Таким образом, относительная податливость данного образца зависит лишь от длины трещины, координат реперных точек $x_i$, $y_i$ ($i = 1, 2$) и коэффициента Пуассона материала. Следовательно, при фиксации реперных точек (коэффициент Пуассона меняется мало от материала к материалу) выражение (5.16) становится уравнением для определения относительной длины трещины в образце данных размеров и формы. Такие уравнения получены теоретически только для немногих образцов (табл. 5.3). Зависимость между длиной трещины и перемещениями точек приложения сил может быть также оценена в результате интегрирования уравнения (5.12), а практически для каждого образца и материала ее можно получить опытным путем. Изменение податливости с РУТ, а следовательно, и эффективность метода будут, как следует из соотношения (5.12), тем больше, чем интенсивнее возрастает КИН в образце и чем длинее в данном образце трещина. Кроме того, чувствительность растет с приближением реперных точек к трещине. Таким образом, метод будет более эффективный применительно к образцу К—Б—РВ, чем к П—В—Р, где при $\lambda < 0{,}2$ податливость малочувствительна к длине трещины. Для образцов, работающих на изгиб, можно измерять не перемещение, а стрелу прогиба. Метод податливости не требует особого оборудования, так как его можно реализовать с помощью двухконсольных датчиков тензорезисторного типа и соответствующей измерительной системы, широко применяемых для записи диаграмм «сила — перемещение» при испытаниях на статическую трещиностойкость [11, 13, 17, 23], а также для измерения усилия, соответствующего закрытию (открытию) трещины при циклической нагрузке. Измерять перемещение можно на образцах, испытываемых в закрытых камерах, в том числе в жидких средах, а электрические сигналы датчиков преобразовывать в длину трещины и выводить в удобном виде: показания прибора, автоматическая запись или распечатка цифр. В этой связи метод используют в автоматических установках для испытаний образцов на ЦТ [45]. К недостаткам метода относятся требуемая высокая точность измерений перемещений, особенно для жестких образцов с внутренней трещиной. Кроме того, перемещения зависят от свойств

Таблица 5.3. **Зависимость между относительными длиной трещины λ и податливостью образца**

| Код образца | Схема | Уравнение | Границы применимости |
|---|---|---|---|
| П—В—Р | | $s = \sqrt{\frac{\pi\lambda}{2} \csc\left(\frac{\pi\lambda}{2}\right)} \left\{ \frac{2}{\pi} \operatorname{arch} \frac{\operatorname{ch} \pi\alpha}{\cos(\pi\lambda/2)} - (1+\mu)\left[1 + \frac{\sin^2 \pi\lambda/2}{\operatorname{sh}^2 \pi\alpha}\right]^{-1/2} + \mu\alpha \right\}$ | $0<\lambda<0,8$ |
| К—В—РВ |  | $\lambda = \sum_{n=0}^{5} C_{ix} U_x^n$, где $U_x = \frac{\sqrt{s_x} - 1}{\sqrt{s_x} + 1}$; $s_x = \frac{\Delta_x tE}{P}$; | $0,2<\lambda<0,9$ |

| $x/b$ | $C_{ix}$ при $i$: 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| —0,345 | —29,8424 | 188,783 | —483,0419 | 620,5826 | —395,411 | 99,93 |
| —0,250 | —16,8955 | 109,83 | —289,604 | 383,964 | —251,2798 | 64,9868 |
| —0,1576 | —12,3592 | 83,3716 | —226,99 | 309 | —207,940 | 54,948 |
| 0 | —2,7004 | 21,1039 | —64,2584 | 97,8019 | —70,7717 | 19,825 |

| | | |
|---|---|---|
| Ц—К—ИПВ | $s = \frac{\Delta E b^3}{PL^2} \approx \left[\frac{\sqrt{(1-\mu^2)(1-\eta)}}{\sqrt{2\eta}} + \sqrt{\frac{4L}{3\pi b}}\right]^2$ | $0,1 \leqslant \eta \leqslant 0,8$ |
| П—Б—ИП | $s = \frac{\Delta E t}{P} Y$, где | |
| | $Y = \left(1 + \frac{1}{4\lambda}\right)\left(\frac{1+\lambda}{1-\lambda}\right)^2 (1,6137 + 12,6778\lambda - 14,2311\lambda^2 - 16,6102\lambda^3 + 35,0499\lambda^4 - 14,4943\lambda^5)$; | $0,2 < \lambda < 0,63$ |
| | $Y = -25707,041 + 113938,914\lambda - 168567,84\lambda^2 + 83612,684\lambda^3$ | $0,63 < \lambda < 0,88$ |

**Примечание.** $t$—толщина образца.

материала, длины трещины и нагрузки и не поддающихся учету ПЗ и ЗТ, которые обусловливают нелинейность связи между смещениями и нагрузкой. Поэтому рекомендуется экспериментально проверить в конкретных условиях имеющиеся уравнения или градуировочные кривые и внести при необходимости поправки.

**Метод датчиков последовательного разрыва.** Метод заключается в следующем. Поперек предполагаемой траектории трещины наклеивают через изолирующую подложку тонкие проводники на определенном расстоянии друг от друга и подсоединяют их все вместе или группами к источнику питания. Разрыв проводника сигнализирует о прохождении трещины через него и отражается скачкообразным изменением тока в цепи, регистрируемым прибором. Гораздо проще вместо отдельных проводников наклеивать готовые гребенчатые тензорезисторы, состоящие из многих (около 20) параллельных фольговых тензонитей. Их изготовляют путем травления фольги, а также непосредственно на подложке на образце способом фотопечати или напылением металла через шаблон в вакууме. Гребенчатые датчики с одной стороны замкнуты единым токовводом и имеют индивидуальные токовыводы (к датчику в целом или к отдельному проводнику) с другой. Метод не требует точных приборов, так как нужно фиксировать только сам факт обрыва проводника. Расстояние между отдельными проводами тензорезистора можно постепенно увеличивать по мере возрастания КИН и, следовательно, скорости РУТ. Основные недостатки метода — трудоемкость изготовления тензорезисторов с заданным шагом нитей (на каждое испытание они расходуются десятками), а также их точной наклейки на образец. От первого недостатка можно избавиться, если использовать полосы токопроводящей бумаги с приклеенными контактами. Плавное увеличение электрического сопротивления этих полос при их постепенном разрыве вместе с трещиной в образце регистрируется прибором непрерывно или периодически. Метод датчиков позволяет автоматизировать процесс измерения длины трещины, причем обрыв первой нити включает всю измерительную систему. Однако на его точность сильно влияют пластические деформации и раскрытие трещины, а также погрешности в размещении проводников. В зависимости от материала образца, датчика и изолирующей подложки, прочности их сцепления (возможны расслаивания) и нагрузки проводник может разорваться еще до достижения его трещиной от больших деформаций впереди нее или после прохождения трещины от ее раскрытия.

**Метод разности электрических потенциалов.** Метод наиболее разработан среди всех электрических методов [1, 10, 38]. Он основан на измерении электрического сопротивления образца и потенциала электрического поля в нем, изменяющихся в результате увеличения длины трещины. Разность электрических потенциалов (напряжений) для двух точек (обозначим их *1* и *2*) в данном образце $U_{1,2}$ зависит от относительной длины трещины $\lambda$, силы тока $I$, площади поперечного сечения образца $F$, удельного электросопротивления материала $\rho$, а также расположения точек крепления токоподводящих и измерительных (точки *1*, *2*) контактов:

$$U_{1,2} = f(\lambda, I, F, \rho, x_i, y_i) \tag{5.17}$$

и в конкретных условиях будет однозначно определять длину трещины. Для образца П—В—Р при размещении измерительных точек вдоль продольной оси образца на расстоянии $y$ от трещины симметрично по обе ее стороны зависимость для определения относительной длины трещины

$$\lambda = \frac{2}{\pi} \arccos \left\{ \operatorname{ch} (\pi g/b) / \operatorname{ch} \left[ \frac{U_{1,2}}{U_{1,2}^0} \operatorname{Arch} \left( \frac{\operatorname{ch} (\pi y/b)}{\cos (\pi \lambda_0/2)} \right) \right] \right\}, \tag{5.18}$$

где $U^0_{1,2}(l) = U_{1,2}(l_0)$. Она справедлива с той или иной погрешностью при симметричном расположении точек *1* и *2* и для других образцов.

Однако предпочтительней пользоваться вместо самой разности электрических потенциалов отношением разностей двух пар точек

$$\Phi = \frac{U_{1.2}}{U_{3,4}} = g(\lambda), \tag{5.19}$$

которое не зависит от материаал, абсолютных размеров образца и силы тока и позволяет использовать единую зависимость для всех геометрически подобных образцов. Точки *3* и *4* следует размещать вдали от зоны возмущения электрического поля около трещины на расстоянии, большем ее длины (рис. 5.43). Чувствительность метода тем меньше, чем ближе к трещине измерительные контакты *1*, *2*, которые обычно располагают симметрично по обе стороны от нее. Имеет свои преимущества и размещение измерительных контактов по одну сторону вдоль эквипотенциальной для исходной трещины линии, берущей свое начало на трещине (рис. 5.43, *1*, *2'*). Контакты раздвигают как можно дальше: один помещают у самой трещины (надреза), а другой на краю образца. При этом вначале $\Phi = U_{1,2} = 0$ и нет необходимости учитывать (или компенсировать) начальную разность электрических потенциалов, как при любом другом положении контактов. По мере РУТ эквипотенциальная линия сдвигается и деформируется, а между контактами возникает все возрастающая разность электрических потенциалов, которую измеряют. Вместо измерения этой разности можно перемещать контакт 2' вдоль края образца так, чтобы все время $U_{1,2} = 0$, и по этому перемещению судить о длине трещины. Реализация такого способа описана в [28]. Токоподводящие контакты размещают на линии, перпендикулярной трещине; их приближение к трещине может значительно увеличить чувствительность схемы. Возможно также, а порой и удобней, токопроводящие контакты размещать так, чтобы ток проходил параллельно трещине (рис. 5.43, *I'*, *II''*). Иногда при этом получают более высокую чувствительность, чем по традиционной схеме.



Рис. 5.43. Схема расположения точек крепления токоподводящих (*I*, *I'*, *II*, *II''*) и измерительных (*1*—*4*, *2'*) контактов в образцах К—Б—РВ.

Обычно в методе разности электрических потенциалов через образец пропускают постоянный ток. Однако в последнее время все чаще стали использовать переменный ток достаточно низкой (в зависимости от магнитной проницаемости и электропроводности материала) частоты, чтобы избежать заметного скин-эффекта. В связи с лучшими возможностями усиления переменного тока его сила может быть значительно меньшей, чем постоянного (например, для выявления прироста в 0,01 мм понадобился в определенных условиях [10] постоянный ток силой 10 А, а переменный— силой 0,75 А), а при одинаковой разности электрических потенциалов раз-

решающая способность схемы на переменном токе в несколько раз больше. Кроме того, при работе на переменном токе исключается влияние термо-ЭДС, которая может существенно исказить измерения на постоянном.

Зависимость $\Phi = g(\lambda)$ определяют градуировкой для каждого типа образца при заданном расположении контактов. Градуировку проводят на образцах с трещинами (щелями) различной длины или на одном образце с постепенно увеличиваемой длиной трещины. Для построения градуировочной кривой нужно не менее 15 точек, расположенных равномерно во всем диапазоне длин трещины. Эти кривые не зависят от материала образца и температуры проведения градуировки и пригодны для геометрически подобных образцов при условии сохранения способа крепления и расположения контактов. Для предварительной градуировки используют электроинтегратор ЭГДА, позволяющий моделировать рост трещины на образцах из электропроводящей бумаги. Полученная таким образом градуировочная кривая годится для образцов толщиной менее 0,05 *b*, при другой толщине ее следует уточнить на образцах. Градуировочные кривые, как правило, криволинейные с довольно длинными прямыми участками (рис. 5.44).

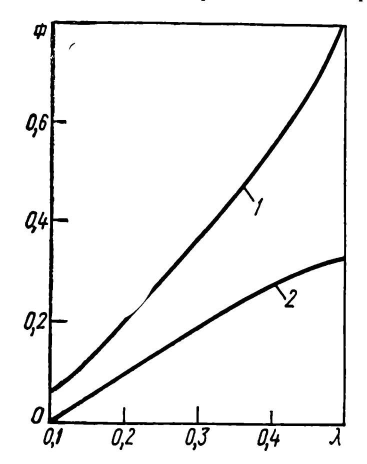



Рис. 5.44. Типичные градуировочные кривые при размещении контаков на рис. 5.43 в точках *I*, *II* и *1*, *2* (*1*), а также *I*, *II* и *1*, *2′* (*2*) [38].

Измерительные контакты площадью не более 1—2 мм² устанавливают, используя конденсаторную сварку, винтовые зажимы, струбцину или зачеканку контактных элементов в образце. Погрешность расположения контактов должна быть не более $\pm 0,2$ мм.

Для реализации метода разности электрических потенциалов при размещении контактов на эквипотенциальной линии можно применять установку, структурная схема которой показана на рис. 5.45. Источник постоянного тока должен иметь мощность 500 Вт. Ток *I*, проходящий через образец площадью поперечного сечения *F* из материала с удельным сопротивлением ρ, обеспечит достаточную чувствительность измерений при условии, что $I\rho/F > 1$ мА·Ом·м$^{-1}$.

Для образцов толщиной 2—4 мм рекомендуется использовать в качестве источника тока выпрямители ВСА-5А и ВСА-6А. Напряжение на выходе ненагруженного источника питания не должно превышать 12 В, плотность тока в подводящих проводах должна быть не более 5 МА·м$^{-2}$. Для устранения ошибок измерения, связанных с возможным появлением термоЭДС направление тока через образец изменяют переключателем через каждые 50—200 циклов нагружения (при частоте 3—17 Гц). Изолировать образец от машины необязательно, но применение электроизоляции повышает помехоустойчивость измерительной системы.

Для масштабного преобразования и регистрации измерительного сигнала в установке можно использовать фотокомпенсационный усилитель Ф 116/1 и самописец КСП-4 с нулем в середине шкалы. Переключателем *II* (рис. 5.45) обеспечивается поочередная запись напряжений $U_{1,2}$ и $U_{3,4}$. На-

пряжение $U_{1,2}$ измеряют в течение примерно 500—800 циклов нагружения образца, а напряжение $U_{3,4}$ — за период примерно втрое короче. Так как напряжение $U_{3,4}$ обычно больше $U_{1,2}$, первое ослабляют делителем напряжений. Степень ослабления определяют при регулировке установки.

Поскольку контакты *1* и *2* размещают на одной эквипотенциальной линии при $l = l_0$ с некоторой погрешностью, можно получить три вида диаграмм записи роста трещины (рис. 5.46). Диаграмма вида I — идеальна,

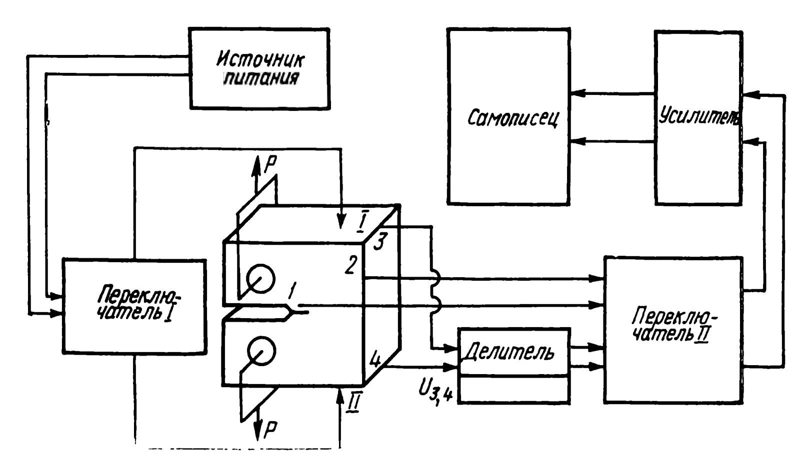



Рис. 5.45. Структурная схема установки для измерения длины трещины методом разности электрических потенциалов [1].

так как $U_{1,2} = 0$ при $l_0 = 0$. Для диаграмм вида II при $l_0 = 0$ напряжение $U_{1,2} > 0$, чему соответствует отрезок $a_0b_0$. Для диаграмм вида III при $l_0 = 0$ напряжению $U_{1,2} < 0$ соответствует отрезок $c_0d_0$. При увеличении длины трещины значение текущего сигнала (отрезок $cd$) до точки $A$ уменьшается до нуля, а затем возрастает.

Значение $\Phi$ получают из диаграмм (рис. 5.46) по формуле

$$\Phi = \beta \frac{AB}{mn}, \qquad (5.20)$$

где $\beta$ — постоянный коэффициент, учитывающий понижение напряжения $U_{3,4}$; $AB$ и $mn$ — соответствуют напряжению $U_{1,2}$ и $U_{3,4}$, причем для диаграмм вида I $AB = ab$, для диаграмм вида II $AB = ab - a_0b_0$, а для диаграмм вида III $AB = c_0d_0 - c'd'$ до точки $A$ и $AB = c_0d_0 + cd$ после нее. По значениям $\Phi$ с помощью градуировочной кривой определяют длину трещины.

Разрешающая способность метода разности электрических потенциалов высока, погрешность измерения равна примерно 0,1 мм он практически нечувствителен к пластическим деформациям и по точности уступает разве что визуальному, хотя сравнивать их трудно, поскольку в отличие от визуального с его помощью измеряют некоторую среднюю по толщине образца длину трещины. Метод можно применить и к неэлектропроводным материалам, для чего на боковую поверхность образцов накладывают металлическую фольгу, трещина в которой распространяется вместе с тре-

щиной на поверхности образца. Однако метод используется лишь при испытаниях в неэлектропроводных средах; причем не изучено влияние на РУТ концентрации плотности тока в зоне предразрушения, которое, по-видимому, все-таки небольшое. Реализация метода требует сложной измерительной системы; желательна также изоляция образца от испытательной машины.

**Фрактографический метод.** Метод заключается в образовании следов, отражающих в определенные моменты РУТ положения фронта трещины,

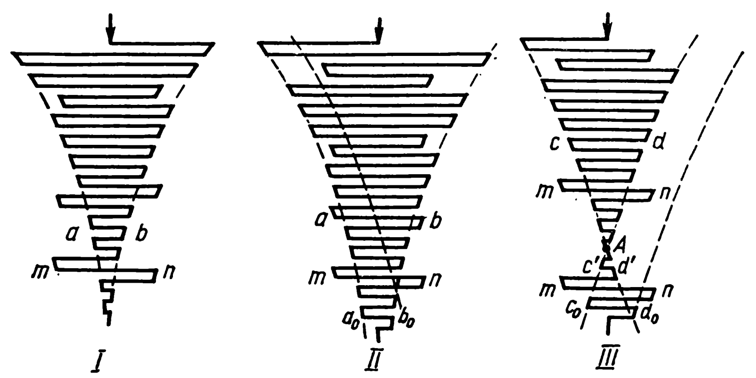



Рис. 5.46. Виды кривых РУТ, полученные методом разности электрических потенциалов [1].

и измерении по этим следам в изломах после долома образцов прироста длин трещин.

Элементарные акты продвижения и остановки трещины отражаются при определенных обстоятельствах на изломах в виде микробороздок. Однако, поскольку зависимость между шагом микробороздок и макропродвижением трещины сложная и сама составляет объект исследования, микробороздки в общем не могут служить (даже если они занимают бóльшую часть излома) для определения приростов трещин с требуемой здесь точностью. Поэтому след необходимо создавать активно, для чего обычно применяется контролируемое резкое изменение нагрузки, которое приводит к более или менее четкой фиксации фронта трещины в микромасштабе, а также в макромасштабе в виде так называемой линии усталости, порой видной и невооруженным глазом. Для образования меток цикл нагрузки периодически изменяется на определяемые методом проб и ошибок необходимые величину и время. При этом используют по возможности сведения об аналогичных случаях и эмпирические формулы. Большое значение имеет, какой микрорельеф излома формируется на данном этапе испытаний, а также какие средства применяются для наблюдения измерения. Так, с помощью электронного микроскопа фиксируются отдельные места, в которых произошли изменения размеров или вида микроэлементов рельефа, что требует обычно меньших изменений нагрузки, чем при небольших увеличениях, когда метка образуется за счет различной шероховатости и оттенка излома. Изменение режима вносит в результаты испытаний не поддающиеся точному расчету искажения, вызванные нестационарным РУТ, которые проявляются, особенно после понижения нагрузки, в аномальном замедлении и задержке трещины. С целью уменьшения этих нежелательных эффектов рекомендуется для образования меток вести испытания с поэтапным повышением размаха нагрузки, но при сохранении заданного коэффициен-

та асимметрии. Если необходимо сохранить основную нагрузку постоянной, ее изменение с целью маркировки осуществляется [46] путем повышения (реже — понижения) наибольшей нагрузки цикла (при постоянном или несколько уменьшенной наименьшей) примерно на 30—40 % и больше (60 %) в том случае, когда образец можно затем сжать для заострения трещины и понижения остаточных напряжений. Однако, как свидетельствуют экспериментальные данные, обычно предпочтительнее повышать наименьшее усилие при постоянном наибольшем, увеличивая асимметрию цикла.

Фронт трещины можно фиксировать с помощью красящих и хорошо смачивающих (но не реагирующих с материалом) быстросохнущих жидкостей, после введения которых в минимальном количестве в трещину вдоль ее фронта остается тонкий след. Для сталей используют также тепловое окрашивание, если известно, что оно не вызовет структурных изменений. Тепловое окрашивание заключается в нагреве стального образца до 573 К (873 К для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса) на воздухе и выдерживании при этой температуре в течение 10 мин на каждые 22 мм толщины образца для образования цветной оксидной пленки [11].

Все изложенные способы создания меток могут оказывать определенное влияние на РУТ и поэтому их следует применять крайне осторожно, оценив предварительно возможное воздействие. На практике ими пользуются главным образом тогда, когда фронт трещины совсем недоступен для наблюдения (например, цилиндрические образцы с кольцевой трещиной) и при экспертизе поломок (по бороздкам), а также для периодической фиксации фронта трещины в образцах всех типов. Хорошие результаты дает применение фрактографического метода совместно с другими (например, для измерения глубины поверхностной трещины при визуальном измерении ее длины на поверхности).

**Метод акустической эмиссии.** При неупругой деформации (движение дислокаций), фазовых превращениях, зарождении и росте дефектов (трещин) на микро- и макроуровнях в теле генерируются упругие волны (так называемая акустическая эмиссия), которые могут быть восприняты и зарегистрированы на его поверхности пьезоэлектрическими датчиками Отдельные сигналы акустической эмиссии представляют собой всплески высокочастотных колебаний длительностью несколько микросекунд. Если из них выделить импульсы, генерируемые во время элементарных продвижений и остановок трещины, то количество всплесков и их амплитуда будут определять прирост трещины. Устанавливая несколько разнесенных друг от друга датчиков, и настроив их на прием исходящих из вершины трещины волн, можно локализировать трещину, а системой фильтров и подбором чувствительности приемника выбрать нужный диапазон частот сигналов и отсечь помехи. Акустическая эмиссия сильно зависит от механических свойств и структуры материала, генерируется в результате весьма разнородных процессов, которые в свою очередь влияют на нее. Отсюда вытекает ее низкая метрологическая способность. Кроме того, пока не достигнута воспроизводимость результатов и однозначность их интерпретации и зависимости, установленные на одном материале, неприемлемы для другого. В этой связи метод акустической эмиссии используется в основном как метод неразрушающего контроля, уникальный по своей чувствительн сти и возможности получить непрерывную информацию о дефектности и ее разв тии в недоступных для других методов местах, в том числе в изделиях во время их эксплуатации. При испытаниях он применяется главным образом для определения момента страгивания трещины.

**Ультразвуковой метод.** Этот метод заключается в следующем. С боковой грани образца на трещину направляют ультразвуковые колебания в мегагерцевом диапазоне, которые ослабляются при прохождении через трещину, отклоняются ею и отражаются от нее обратно. О длине трещины судят по уменьшению энергии ультразвуковых колебаний, прошедших

трещину (теневой способ), или по амплитуде отраженного луча (эхо-способ). При теневом способе излучатель и приемник располагают по противоположным сторонам образца, в эхо-способе их совмещают, причем периоды излучения ультразвуковых импульсов порядка миллисекунд чередуются с периодами приема их отражений. В этом случае обычно излучающеприемную головку передвигают дискретными шагами на грани образца вдоль трещины, причем каждое передвижение происходит в момент, когда амплитуда отраженных колебаний достигает определенного значения. По числу передвижений, зная шаг, находят длину трещины. Можно также направлять колебания с тыльной грани образца против направления роста трещины параллельно ее плоскости и о длине трещины судить по разности между временем прихода в приемник колебаний, отраженных от фронта трещины и от передней грани образца. Излучателем и приемником в ультразвуковом методе служат пластинки из пьезоэлектрических материалов. Характерная погрешность определения длин трещин равна примерно $\pm 0{,}25$ мм, хотя приросты трещины могут быть найдены с большой точностью.

Метод тем более чувствителен, чем ближе к трещине расположены излучатель и приемник. В этой связи возможность применения метода зависит от конфигурации образца: наиболее пригодны для ультразвукового метода образцы К—В—Р, Д—В—Р, К—Б—РВ, Д—Б—РВ, ДК—Б—ИП. Метод широко используется в дефектоскопии для обнаружения трещин, но редко применяется для измерения их длин при испытаниях на трещиностойкость.

**Метод вихревых токов, или электроиндуктивный.** Магнитное поле, создаваемое расположенной перпендикулярно поверхности образца катушкой переменного тока, индуцирует в приповерхностном его слое вихревые токи, зависящие от электромагнитных свойств материала (электропроводности и магнитной проницаемости), формы образца и зазора между ним и катушкой. Трещина создает препятствие току, увеличивая сопротивление образца и, следовательно, полное электрическое сопротивление катушки, обмотку которой подключают в измерительную мостовую схему. Величина разбаланса моста при данных условиях определяет размер трещины в приповерхностном (благодаря скин-эффекту) слое.

Метод пригоден для исследования зарождения и роста малых трещин. При испытаниях вершина растущей трещины постепенно выходит за пределы зоны действия катушки, тогда необходимо передвигать датчик вслед за ней. Соответствующая следящая автоматическая система описана в литературе [38], а также применена фирмой MTS (США) в приборах для измерения длины трещины. Датчик, следующий за вершиной трещины, приводится в движение автоматически по собственному сигналу реверсивным двигателем, причем это перемещение соответствует перемещению вершины трещины с погрешностью, примерно равной 0,3 мм. Метод применяют при испытаниях электропроводных неферромагнитных материалов.

**Магнитный метод.** Метод использует изменение магнитных силовых линий в намагничиваемом образце, которые около трещины выходят наружу, образуя над поверхностью образца сегментовидный выступ. Эти возмущения магнитного поля фиксируются на плотно прилегающей к поверхности образца магнитной пленке. Непрерывно или периодически передвигая пленку перпендикулярно трещине при одновременном импульсном намагничивании или циклическом перемагничивании образца, получают поочередные изображения трещины или участка возле ее вершины, расположенные друг возле друга. Разрешающая способность метода позволяет различить около 30 таких изображений на 1 мм. Магнитные изображения проявляют магнитным порошком (суспензией) и измеряют с помощью инструментального микроскопа длину трещины. Метод обеспечивает высокую точность, обладает определенными преимуществами перед киносъемкой

при высоких скоростях роста трещины (на два порядка меньшая скорость движения пленки), однако применим только к ферромагнитным материалам.

К магнитному относится также метод, основанный на эффекте Баркгаузена. Быстрый рост трещины, вызывая изменение намагниченности магнитных областей, приводит к возникновению импульсов напряжения в катушке, расположенной вокруг образца. Полученные сигналы внешне напоминают акустические. Метод можно применить для измерения приростов трещины в ферромагнитных хрупких материалах, где рост трещины происходит малыми скачками. Однако вопрос об определении этим методом достаточно точно прироста трещины пока не разработан.

## 5.5. Планирование и проведение испытаний

**Условия испытаний**. Заданные условия во время испытаний необходимо поддерживать постоянными. Основные испытания проводят в диапазоне скоростей роста трещины не уже чем $10^{-10}$—$10^{-5}$ м/цикл при атмосферном давлении, в воздухе с относительной влажностью 40—60 %, не содержащем активных по отношению к испытываемому материалу примесей, при коэффициенте асимметрии $R = 0 \div 0{,}1$, синусоидальной форме цикла и температуре 290—300 К. Частота циклов находится обычно в диапазоне 10—50 Гц. Основные испытания можно проводить и при других частотах, если это не приведет к заметным изменениям КДУР. Часто для сокращения продолжительности испытаний частоту нагружения при низких скоростях РУТ назначают большой, а по мере роста скорости ее понижают. При этом, однако, необходимо, чтобы участки КДУР, снятые при различных частотах, перекрывались хотя бы частично, а соответствующие точки находились в общей полосе рассеяния. Если скорость РУТ чувствительна к частоте циклов (например, при испытаниях в активных средах), ее можно изменять только в обоснованных случаях: при наличии особых указаний в стандартах и технических условиях или когда испытания при частотах в указанных выше пределах наталкиваются на большие технические трудности. При этом наряду с результатами испытаний необходимо указывать и частоту циклов. Условия для специальных испытаний, если они конкретно не оговорены, рекомендуется выбирать такими же, как и для основных.

**Планирование испытаний**. Количество измерений длины трещины и число циклов во время испытаний, необходимых для построения КДУР, определяются целью испытаний. Чем больше данных получено во время испытаний, тем больше их представительность и достоверность. Ниже приведены разработанные на основании обобщения опыта многих лабораторий рекомендации, которые должны обеспечить оценку характеристик ЦТ материала. Однако они обычно недостаточны для определения статистических параметров этих величин (распределение, доверительные интервалы при заданном уровне достоверности, дисперсия), когда число измерений необходимо выбирать в соответствии с требуемой точностью и относительной ошибкой измерений. В последнем случае можно воспользоваться методикой, применяемой для определения объема обычных испытаний на усталость [47].

Испытания планируют так, чтобы диапазоны изменения наибольшего значения или размаха КИН цикла образцов хотя бы частично перекрывались. Первый и третий криволинейные участки КДУР, где алые изменения значений $K_{max}(\Delta K)$ приводят к большим изменениям скорости РУТ, следует проходить не менее двух раз на разных образцах. В диапазонах, соответствующих 10-кратному изменению скорости РУТ, должно быть

определено не менее 15 ее значений для образцов группы I и пяти — для группы II. Назначив прирост трещины между двумя последовательными измерениями (см. дальше) и выбрав размер образца (см. п. 5.2), можно вычислить необходимое минимальное количество образцов, которых однако не должно быть меньше трех.

Испытания проводят поэтапно; при переходе к последующему этапу изменяют размах нагрузки (при постоянной асимметрии цикла) или другие условия испытаний, которые затем на протяжении каждого этапа поддерживают постоянными. При испытаниях с непрерывно возрастающим значением $K_{max}$ цикла (группа I образцов) один этап соответствует испытанию одного образца, а с постоянным КИН (группа II образцов) — испытание одного образца разбивают на несколько этапов. На этапы разбивают также и испытание образцов группы I, если на одном образце необходимо пройти как можно более широкий диапазон скоростей РУТ, а также если образцы имеют большие размеры. При поэтапном изменении размаха нагрузки необходимо считаться с наличием переходных периодов, во время которых скорость РУТ стабилизируется в новых условиях; длительность этих периодов зависит от материала, среды, а также значения и изменения нагрузки. С целью сведения ее до минимума на каждом последующем этапе испытаний рекомендуется увеличивать нагрузку: в пределах второго участка КДУР — на 10—30 %, на первом и третьем участках — на 5—10 %. Протяженность этапов должна обеспечить на каждом из них не менее 8 измерений, а при больших скоростях роста трещины во времени ($fv > 5 \times 10^{-5}$ м·с$^{-1}$)—не менее 4. Результаты статистической обработки данных для образцов с внутренними сквозными трещинами, которые развиваются симметрично относительно их центра, показали, что с высокой достоверностью приросты левой и правой полудлин трещины можно считать независимыми и, следовательно, рассматривать как два отдельных измерения.

Испытания при скоростях ниже $10^{-8}$ м/цикл проводятся также с понижением размаха КИН цикла, что сопровождается отклонениями от стационарного РУТ, как правило, бóльшими, чем при повышении КИН (см. п. 4.6). Как следствие скорость, соответствующая фиксированным текущим значениям $K_{max}$ и $\Delta K$, при понижении КИН может в той или иной мере отличаться от скорости при повышении и не быть равной ее стабильному значению. Для минимизации влияния предыстории нагружения КИН понижается медленно, с сохранением постоянства некоторых критериальных параметров. В зависимости от их выбора различаются следующие пути понижения нагрузки [48].

1. Метод постоянной относительной скорости уменьшения наибольшего значения или размаха КИН цикла [49]

$$c = -\frac{1}{K_{max}}\frac{dK_{max}}{dl} = -\frac{1}{\Delta K}\frac{d(\Delta K)}{dl} \quad (c > 0,\ R = \text{const}). \quad (5.21)$$

Учитывая, что размер ПЗ — $r_т = \alpha \dfrac{K_{max}^2}{\sigma_{0,2}^2}$ и $dr_т = 2r_т \dfrac{dK_{max}}{K_{max}}$, и переходя к конечным приращениям, это равенство можно переписать в виде

$$-\frac{\Delta r_т}{r_т} = 2c\Delta l. \quad (5.22)$$

Таким образом, КИН следует понижать так, чтобы скорость его падения $c$ по мере РУТ была постоянной или (что эквивалентно) чтобы относительное

уменьшение размера ПЗ было пропорционально приросту длины трещины. Такой метод теоретически не обоснован, однако он получил апробацию, правда, на весьма ограниченном экспериментальном материале. В результате обработки результатов целевых испытаний сплава 2219—T851 (аналог сплава Д-20) и никелевой (10 % Ni) стали обнаружено [10], что при $c = 20$—90 $м^{-1}$ низкие значения скоростей РУТ ($v = 10^{-10}$—$10^{-9}$ м/цикл) в разумных предела стабильны и одинаковы как при понижении, так и при повышении КИН. Условный пороговый размах КИН на базе скорости РУТ $10^{-10}$м/цикл уменьшается с повышением скорости $c$, что дало основание предположить наличие минимума функции $K_{th} = f(c)$. Вопреки ожиданиям, основанным на эффекте задержки трещины, скорости РУТ, полученные при понижении КИН, выше, чем при повышении. Предполагается [10], что эти явления связаны с ЗТ вследствие ее заполнения оксидами. Таких оксидов при понижении нагрузки меньше, чем при ее повышении из-за меньшего времени контакта со средой материала в вершине трещины на предшествующих этапах испытаний с большей скоростью РУТ. Этим и объясняется указанная выше разница скоростей. Независимо от того, насколько верны такие объяснения, понижение скорости падения КИН может иметь двоякие, порой противоположные, следствия. С одной стороны, они обусловлены уменьшением длительности переходного периода (и как следствие, скорость РУТ возрастает), с другой — увеличением времени протекания различных сопровождающих процессов — в первую очередь взаимодействия со средой (и как следствие, возможно торможение трещины).

Отдельные исследователи принимали различные значения $c$ в диапазоне 20—100 $м^{-1}$, а в одном случае даже 330 $м^{-1}$, и получали низкие скорости РУТ, попадающие в одну полосу рассеяния со скоростями при повышении КИН [48, 49]. Рекомендуется [4] как общую норму принять $c \leqslant 80$ $м^{-1}$. По всей вероятности, это значение не может быть универсальным для всех материалов и условий испытаний и нужны дальнейшие целенаправленные исследования. Имеющиеся экспериментальные данные позволяют заключить, что с увеличением асимметрии цикла в условии (5.21) можно постепенно значение $c$ увеличивать [10]. Такое увеличение можно объяснить с позиций ЗТ, которое играет здесь, по-видимому, важную роль. Уменьшение КИН реализуется за счет уменьшения нагрузки. В этой связи, приняв во внимание, что $K_{max} = \alpha P_{max} Y$ ($\alpha$ — постоянная образца), и переписав уравнение (5.21) в виде

$$\frac{1}{P_{max}} \frac{dP_{max}}{dl} = -\left(c + \frac{1}{Y} \frac{dY}{dl}\right), \tag{5.23}$$

где $Y$ — функция, учитывающая длину трещины (см. табл. 5.1), получим после интегрирования следующий закон изменения наибольшей нагрузки с ростом длины трещины при заданном коэффициенте асимметрии цикла:

$$P_{max}(l) = \frac{Y(l_0)}{Y(l)} \exp\left[c(l_0 - l)\right]. \tag{5.24}$$

Такое понижение нагрузки можно реализовать вручную ступеньками $\Delta P_{max}$, не бо̀льшими 0,2 $P_{max}$, а при скоростях ниже $10^{-9}$м/цикл — меньшими 0,1 $P_{max}$, в момент, когда разница между замеренным текущим значением $P_{max}$ и значением, рассчитанным по формуле (5.24), достигает $\Delta P_{max}/2$. Если пренебречь в правой части формулы (5.23) вторым членом, обычно значительно

меньшим величины $c$, придем к весьма простой формуле, на которой основана следующая процедура. КИН понижается ступенчатым уменьшением $P_{max}$ на значение $\Delta P_{max}$, когда трещина увеличится на постоянную величину $\Delta l$, так чтобы средняя скорость $\Delta P_{max}/(P_{max}\Delta l)$ была равна заданному значению $c$. Нагрузку можно регулировать автоматически. Имеются сообщения о разработке соответствующих следящих систем в комплексе с ЭВМ, позволяющих на основании измерения, например податливости образца (см. п. 5.4), понижать нагрузку по заданному закону [10, 49, 50]. С этой целью можно использовать также машины с жестким нагружением или резонансного типа (см. п. 5.3), если при этом скорость процесса удовлетворяет равенству (5.21).

2. На практике более распространен, хотя и менее исследован, метод понижения КИН путем ступенчатого уменьшения нагрузки $P_{max}$ на определенную величину $\Delta P_{max}$ после прироста длины трещины, который пропорционален длине ПЗ ($\Delta l = kr_т = k\alpha K^2_{max}/\sigma^2_{0,2}$) при заданном постоянном коэффициенте пропорциональности $k$.

Этот способ использовался ранее (см. п. 5.2), причем коэффициент $k$ в условиях плоской деформации был приблизительно равен 10. При таком методе в связи с постоянным уменьшением прироста $\Delta l$ скорость $c$ непрерывно увеличивается, поэтому его применение обычно требует меньших размеров образца и потерь времени на опускание нагрузки. Одновременно реализуется дифференцированный подход к материалам, поскольку прирост $\Delta l$ зависит от предела текучести и скорость падения нагрузки прямо пропорциональна его квадрату и обратно пропорциональна размеру ПЗ.

3. Если в качестве критериального параметра принять относительную скорость изменения КИН по числу циклов [51]

$$q = -\frac{1}{K_{max}}\frac{dK_{max}}{dN} = -\frac{1}{\Delta K}\frac{d(\Delta K)}{dN} = cv, \qquad (5.25)$$

то получим метод, в котором интенсивность падения КИН во времени пропорциональна его текущему значению $K_{max}(\Delta K)$ независимо от других факторов. Этот метод несколько напоминает предложенный М. Клеснилом и П. Лукашем (см. п. 4.10) метод определения порогового КИН. Задав определенное значение $q$, понижают размах $\Delta K$, пока трещина не остановится. Затем несколько увеличивают нагрузку и снова уменьшают размах КИН $\Delta K$, но при несколько меньшем значении $q$. Так продолжают до тех пор, пока не достигнут стабильных значений скоростей РУТ и, в частности, значения размаха КИН, при котором трещина останавливается.

4. При запланированных испытаниях с высокой асимметрией цикла наиболее выгодно, по-видимому, использовать методику Ч. Докера и др. [50], предложивших понижать размах КИН $\Delta K$ за счет повышения наименьшего КИН цикла при сохранении постоянства наибольшего, что позволяет понижать КИН большими ступенями без существенных задержек трещины.

5. КИН можно понижать, поддерживая постоянными деформации в определенной области образца, например в компактном образце К—Б—РВ, на торце впереди вершины трещины [52]. Вместо того, чтобы сохранять одинаковыми деформации, добиваются постоянства раскрытия трещины в определенной ее точке. Темп понижения КИН можно регулировать выбором места постановки датчиков. При этом, однако, необходимо считаться с искажениями, вызванными появлением необратимых деформаций в процессе циклического нагружения.

Независимо от выбора метода понижения КИН участок КДУР, полученный при этом, проходят затем вторично (хотя бы в немногих контрольных точках) при возрастающем КИН, чтобы проверить, укладываются ли все скорости РУТ в общую полосу рассеяния.

При проведении специальных испытаний отдельные этапы могут отличаться стабилизированными на их протяжении значениями различных факторов (асимметрия и частота циклов, температура, среда и ее параметры), воздействие которых на РУТ изучают при постоянных размахе и наибольшем значении КИН (что предпочтительней) или нагрузки. При этом также могут возникать переходные периоды, подлежащие выделению, как и при изменении нагрузки. Надо считаться, что при воздействии агрессивных сред может заметно проявляться влияние предыстории. В этом случае следует точно определить условия и последовательность испытаний и относить к ним полученные результаты.

Весьма важно правильно выбрать прирост трещины между двумя последовательными измерениями (или отсчетами при непрерывной записи). Он должен быть ограничен снизу значением, превышающим примерно на порядок характерный размер структуры материала (зерно, расстояние между включениями), чтобы скорость РУТ в соответствии с ее определением не отражала микронеоднородность структуры. Это условие в среднем для металлов и их сплавов приводит к минимальному значению $\Delta l$ в пределах 0,1—0,25 мм [1, 3, 4]. Кроме того, для обеспечения точности измерений прирост трещины должен не менее чем в 10 раз быть большим погрешности применяемого метода измерений. Причем эта погрешность определяется не только погрешностью прибора, но целым комплексом факторов. Так, при визуальном наблюдении через катетометр она зависит от точности локализации вершины трещины и черты отсчета, погрешности отсчета показаний, а также от того, насколько изменилась форма фронта трещины по сравнению с предыдущим измерением. Погрешность отсчета можно оценить эмпирически как среднюю квадратическую ошибку повторных измерений одной и той же длины трещины, проведенных в условиях испытаний. Обычно на практике ограничение прироста трещины по погрешности измерений более жесткое, чем ограничение по микроструктуре.

С другой стороны, с ростом трещины в образцах группы I непрерывно увеличивается КИН и, следовательно, скорость РУТ, что не учитывается при ее вычислении.

Зная зависимость КИН от длины трещины (см. табл. 5.1) и уравнение скорости ее роста (например, (5.1)), а также приняв допустимую погрешность определения скорости РУТ и соответствующее ей значение прироста КИН $\Delta K_{max} = \left| \frac{dK_{max}}{dl} \right| \Delta l$ между двумя измерениями, можно рассчитать максимально допустимые приросты трещины для данного образца [1,53]. Приняв максимальную погрешность определения по рекомендуемым формулам (см. п. 5.6) скорости РУТ 2 %, получим зависимости относительных приростов длин трещин от их длины (рис. 5.47), которые можно аппроксимировать ломаной и выразить следующими неравенствами:

для образца П—В—Р, $Д_1$—В—Р и $К_1$—В—Р — $\Delta l < 0{,}2l$ при $2l < 0{,}25\,b$; $\Delta l < 0{,}025\,b$ при $0{,}25\,b < 2l < 0{,}67\,b$; $\Delta l < 0{,}08\,(b - 2l)$ при $2l > 0{,}67\,b$;

для образцов К—Б—РВ, Д—Б—РВ, А—Б—РВ, П—Б—ИП и П—Б—ИЧ — $\Delta l < 0{,}2l$ при $l < 0{,}2\,b$; $\Delta l < 0{,}04b$ при $0{,}2b < l < 0{,}4b$; $\Delta l < 0{,}07\,(b - l)$ при $l > 0{,}4b$.

Приведенные выше максимальные значения $\Delta l$ больше (до 2 раз), чем допускаемые, по-видимому, неоправданно жестким в этом случае американским стандартом [3]. На практике выполнение этих ограничений не вызы-

вает усложнений, но, если таковые и возникнут, их легко устранить увеличением размеров образцов.

От значения прироста зависит также его рассеяние: с его увеличением микронеравномерности РУТ осредняются и скорость РУТ становится более стабильной. Однако между дисперсией скорости РУТ и ее значением существует определенная зависимость [54]. Так, при испытаниях алюминиевых и магниевого сплавов с разными постоянными значениями размаха КИН в пределах среднего и частично двух крайних участков КДУР обнаруже-

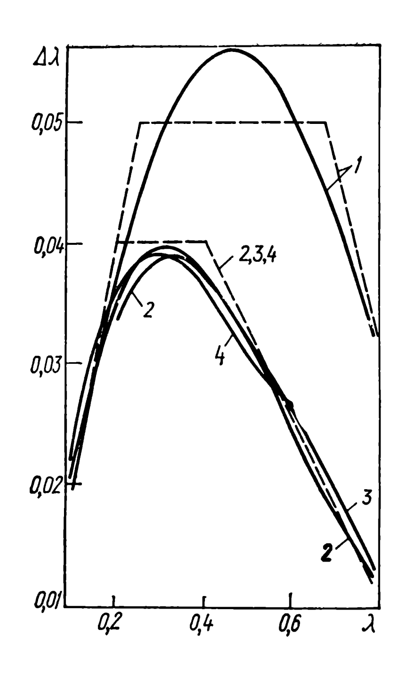



Рис. 5.47. Максимальные значения относительного прироста длины трещины между двумя последовательными измерениями длины трещины:

1 — образцы П—В—Р; 2 — К—Б—РВ; 3 — П—Б—ИП; 4 — П—Б—ИЧ (сплошная линия — расчетная, штриховая — ее аппроксимация прямыми отрезками).

на линейная корреляционная связь между математически ожидаемым (средним) значением логарифма скорости РУТ ($\lg \bar{v}$) и его средним квадратичным отклонением $\lg S$. Отсюда зависимость этих величин описывается формулой

$$\lg S = m \lg \bar{v} + \lg a, \quad S = a\bar{v}^m, \tag{5.26}$$

причем для рассматриваемых массивов данных $m \approx 2/3$. Соотношение (5.26) позволяет регламентировать испытания так, чтобы получить равнодостоверные данные. Поскольку это достигается при постоянном отношении

$$S/(\bar{v}\sqrt{\Delta N}) = \text{const}, \tag{5.27}$$

то, используя формулу (5.26) при $m = 2/3$, можно получить условие

$$\Delta l^2 \Delta N = (\Delta N)^3 v^2 = \Delta l^3 / v = A. \tag{5.28}$$

Практически реализовать это требование можно следующим образом. Устанавливают из изложенных выше соображений наименьшее значение прироста трещины и определяют эмпирически скорость РУТ при минимальном планируемом в данных испытаниях размахе КИН. На основании этих данных вычисляют по формуле (5.28) значение $A$, которое поддерживают постоянным во время испытаний путем постепенных (с увеличением скорости РУТ) уменьшения числа циклов и увеличения прироста трещины между двумя последующими измерениями, так чтобы

$$v \Delta l\, (\Delta N)^2 = A, \tag{5.29}$$

При соблюдении условия (5.29) для получения достаточно полной КДУР ($10^{-10}$ м/цикл $< v < 10^{-5}$ м/цикл) число циклов между измерениями уменьшают, например, приблизительно в 2000 раз при соответствующем увеличении длины прироста почти в 50 раз. Примерно такое соотношение выдерживается интуитивно на практике. Однако для реализации этих условий требуется применять точные методы измерения приростов трещины, позволяющие начинать с минимальных приростов (0,1—0,2 мм) и иметь образцы таких размеров, чтобы приросты при больших скоростях удовлетворяли приведенным выше ограничениям сверху.

Если бы показатель $m$ в формуле (5.26) был равен 1, то условие равнодостоверности свелось бы к $\Delta l \sim v$ при $\Delta N = \text{const}$, а при $m = 0{,}5$ — к $\Delta N \approx v^{-1}$ при $\Delta l = \text{const}$. В обоих случаях реализация испытаний в широком диапазоне скоростей РУТ была бы практически невозможна. При поэтапных испытаниях с постоянным размахом $\Delta K$ (образцы группы II) стремятся, чтобы приросты $\Delta l$ (или $\Delta N$) на каждом этапе были постоянными.

**Проведение испытаний.** Испытания образцов (включая образование исходной трещины) рекомендуется проводить с одной установки в машине и непрерывно, пользуясь при визуальном методе измерений и частоте циклов выше 15 Гц стробоскопическим освещением. Неизбежные перерывы должны быть минимальными (желательно не более 5—10 мин), причем число циклов нагружения за время выхода машины на рабочий режим и из него при обработке данных не учитывается. Во время остановки для измерений разрешается для облегчения локализации вершины трещины прикладывать статическое усилие, не превышающее 75 % максимального усилия цикла.

При использовании визуального метода длину сквозной трещины измеряют в тонких (толщиной меньше 0,2 $b$, где $b$ — размер образца вдоль оси трещины) образцах с одной стороны, а в толстых — с двух (лицевой и тыльной) и определяют как среднее арифметическое обоих измерений. В образцах с внутренней трещиной измеряют отдельно ее обе полудлины, которые можно считать независимыми. Если при испытании образцов с недоступной для наблюдения вершиной трещины применяют фрактографический метод измерения ее длины, то испытания проводят поэтапно, увеличивая на каждом последующем этапе нагрузку на значение, необходимое для образования четких меток в изломе. Метки можно также создать с помощью красящих жидкостей и другими изложенными ранее способами при соблюдении известных условий (см. п. 5.4). В образцах с выходящей на поверхность трещиной для контроля за формой ее фронта рекомендуется делать метки в начале, в конце и один-два раза по ходу испытаний, совмещая это по возможности с вынужденными нарушениями хода испытаний: изменением условий, вынужденными остановками и т. п.

В тонких плоских (ориентировочно $t < b/10$) образцах типа П—В—Р, Д—В—Р, К—В—Р, П—Б—Р, К—Б—РВ, Д—Б—РВ, ДКП—Б—РВ, особенно при больших длинах трещины, возможно выпучивание (выход из плоскости образца) кромок трещины [55], а также других сжатых его частей, что приводит к существенным изменениям кинетики РУТ. Такое выпучивание предотвращается увеличением толщины образца и ограничением длины трещины, а также, если точки приложения нагрузки близки к трещине, устранением возможности перпендикулярного образцу перемещения захватов. При необходимости с двух сторон на образец накладывают специальные устройства, выполненные в виде направляющих плит с вырезами для наблюдения за трещиной, и прижимают их к образцу небольшим усилием. Возможны и другие конструктивные варианты устройств, представленные на рис. 5.48. Чтобы предотвратить влияние накладок на напряженное состояние образца, образцы и накладки должны быть плос-

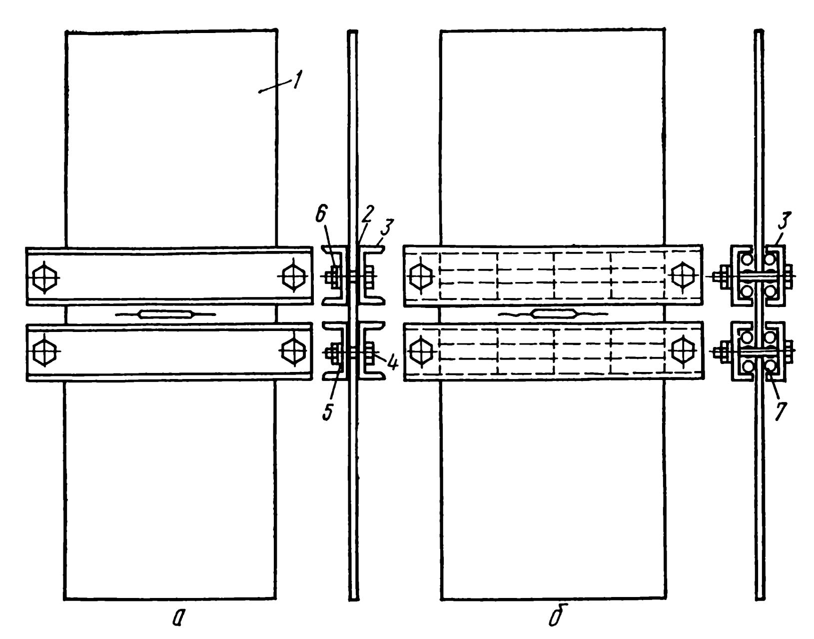



Рис. 5.48. Приспособления с антифрикционными накладками (*а*) и роликами (*б*) для предотвращения выпучивания тонких образцов в зоне трещины:

*1* — образец; *2* — прокладка антифрикционная; *3* — накладка; *4* — болт; *5* — шайба; *6* — гайка; *7* — ролик.

кими и плотно прилегать друг к другу, а трение между ними сводят до минимума благодаря использованию прокладок из антифрикционного материала — фторопласта, войлока и т. п. (рис. 5.48, *а*) или путем установки свободно вращающихся роликов либо шариков (рис. 5.48, *б*). Контактирующие поверхности можно также смазывать, но так, чтобы смазывающее вещество не попадало в трещину. Об образовании выпучивания судят по показаниям индикатора, установленного перпендикулярно поверхности образца у трещины во время нагружения. О его отсутствии, а также отсутствии недопустимого трения между образцом и накладками можно убедиться по наличию на диаграмме «нагрузка — раскрытие трещины» прямолинейного участка, угловые коэффициенты которого при нагружении и разгружении не должны отличаться более чем на 2 %.

Измерения считают недействительными при нарушении условий испытания и выпучивании кромок трещины или целого образца (локальной и полной потери устойчивости), при разрушении вследствие роста двух и более макроветвлений трещины, а также в случаях невыполнения геометрических требований, предъявляемых ранее к начальной трещине (см. формулы (5.2) и (5.2, *а*)). При обнаружении недопустимых отклонений рекомендуется продолжать испытания до приращения трещины на $0{,}1b$. Если эти отклонения сохраняются, испытания прекращают.

На каждом этапе испытания образцов наносят по результатам измерений на миллиметровой бумаге в координатах $l$ — $N$ точки, по которым проводят главную линию (в частности — прямую при испытаниях с постоян-

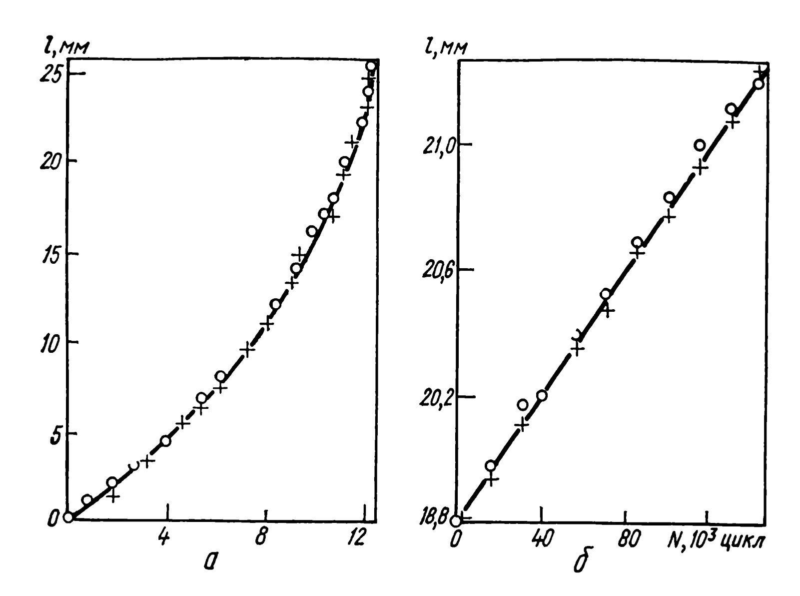



Рис. 5.49. Кривые (графики) роста трещины при непрерывно возрастающем (*а*) и при постоянном (*б*) размахе КИН:
О — левая, + — правая полудлины внутренней трещины.

ным $K_{max}$) — кривую (график) РУТ (рис. 5.49). По этой кривой предварительно определяют скорость РУТ, визуально оценивают рассеяние экспериментальных точек и отмечают недостоверные точки, выпадающие из общей зависимости. Здесь следует обратить внимание на точки непосредственно после изменения условий испытаний: наибольшего и (или) наименьшего КИН цикла, температуры, среды и т. п., а также после перерывов, т. е. тогда, когда у вершины трещины постепенно устанавливается новая область предразрушения. Точки, соответствующие таким переходным процессам на протяжении числа циклов $N_d$ и прироста длины трещины $\Delta l_d$(рис. 5.50), выделяют и при построении КДУР не учитывают. При испытании плоских образцов наблюдают также за появлением и развитием ПЗ у вершины трещины, если они видны в виде матовых пятен — углублений на полированной поверхности образца, и отмечают момент, когда наибольший их размер достигнет значения, равного 0,1 длины трещины или 0,1 расстояния ее вершины от края образца.

Данные для определения порогового КИН ($K_{th}$, $\Delta K_{th}$) получают следующим образом. Сохраняя постоянным коэффициент асимметрии цикла, понижают наибольшую нагрузку $P_{max}$ (придерживаясь указанных выше рекомендаций, а также таких указаний, как и при нанесении исходной трещины (см. п. 5.4)) до значения, при котором трещина не растет на протяжении $10^{10}$ $\Delta l_{min}$ циклов, где $\Delta l_{min}$ — минимальный поддающийся измерению используемым методом прирост трещины в метрах. Затем нагрузку также медленно, как уменьшали, увеличивают. Полученные данные считают достоверными, если точки при понижении и повышении нагрузки лежат в общей полосе рассеяния,

Для определения критического КИН (циклической вязкости разрушения $K_{fc}$) проводят испытания с увеличивающимся наибольшим КИН цикла, фиксируя нагрузку и длину трещины, соответствующие началу долома образца. Для уменьшения рассеяния рекомендуется начальное значение $K_{max}$ брать не больше 50—60 % предполагаемого значения $K_{fc}$ (это при коэффициенте асимметрии $R \approx 0,1$ во многих случаях соответствует скорости РУТ примерно $10^{-3}$ м/цикл) с таким расчетом, чтобы долом произошел при длинах трещин в диапазоне (0,5—6) $b$. Для образцов, рекомендуемых для испытаний на статическую трещиностойкость, характеристику $K_{fc}$ следует определять в том же диапазоне длин трещин, что и вязкость разрушения $K_{Ic}$ ($K_c$): $2l = (0,35 \div 0,5)\, b$ для образца П—В—Р, $D = (0,6 \div 0,7)\, b$ для образца Ц—К—Р, $l = (0,45 \div 0,55)\, b$ для образцов К—Б — РВ и П—Б—ИП [11]. Долому может не предшествовать четко

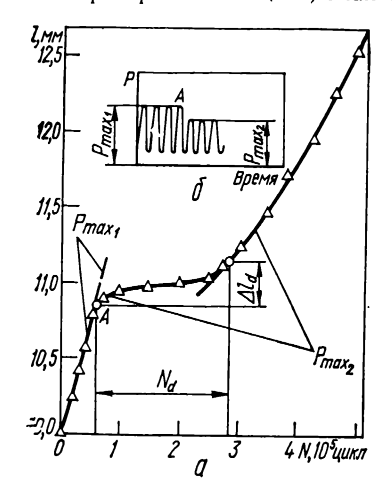



Рис. 5.50. Переходные периоды на кривой РУТ (*а*) и схема изменения нагрузки (*б*):

*А* — точка, соответствующая понижению нагрузки.

выраженный третий участок КДУР, как это наблюдается, например, при высоких ($R > 0,75$) асимметриях цикла, когда медленный РУТ сменяется внезапно быстрым — скачком трещины. В ряде случаев скачок не приводит к долому, а сменяется медленным ростом. Такое чередование скачков и стабильного роста может повторяться несколько раз до полного разрушения образца. В этих случаях наряду с нагрузкой в момент долома определяют и нагрузку первого скачка. Если спонтанный долом образца не происходит, а образец теряет несущую способность из-за больших пластических деформаций, критический КИН не определяют.

После испытаний изломы образцов просматривают при небольших увеличениях. При этом обращают внимание на прифронтовую зону начальной трещины. Она должна иметь плавный контур и располагаться в одной плоскости, совпадающей с плоскостью инициирующего надреза, без признаков многоочагового развития трещины, т. е. рубцов и уступов, образующихся при слиянии отдельных трещин. При просмотре отмечаются также случайные макронеоднородности: поры, включения и т. п., данные о РУТ в окрестности которых исключаются. Измеряют также длину трещины, при которой начинается поворот ее плоскости — переход к косому (по отношению к поверхности образца) излому.

Метки в изломах обмеряют с точностью до 0,1 мм или $0,002b$ (что больше) на инструментальном микроскопе с целью определения приростов трещины и контроля формы ее фронта.

В изломах цилиндрических образцов с кольцевой трещиной (Ц—К—Р, Ц—К—ИПВ, Ц—К—ИЧВ) измеряют (рис. 5.51, *а*) диаметры $D_{1i}$ и $D_{2i}$ каждой $i$-й метки в двух взаимно перпендикулярных направлениях (они могут отличаться не более чем на 8 %) и определяют их среднее значение $D_i$. Расстояние $s_i$ между центрами метки и излома не должно превышать

0,1 $D_i$, а разница наибольшего и наименьшего расстояний между соседними метками ограничивается 10 % их среднего значения.

В изломах цилиндрических образцов с боковыми трещинами (рис. 5.51, *б*) разность между глубинами $c_{1i}$ и $c_{2i}$ не должна превышать 10 % их среднего значения. Глубина трещины $c_i$ вдоль оси излома не должна отличаться более чем на 10 % для образцов первого варианта (Ц₁—Б—ИП, Ц₁—Б—ИЧ, где $c_i = l_i$) от глубины $c_{1i}$ и $c_{2i}$, а для образцов второго варианта (Ц₂—Б—ИЧВ и Ц₂—Б—ИКВ) — от рассчитанной по формуле $c_1 = 0{,}51\, l_i$.

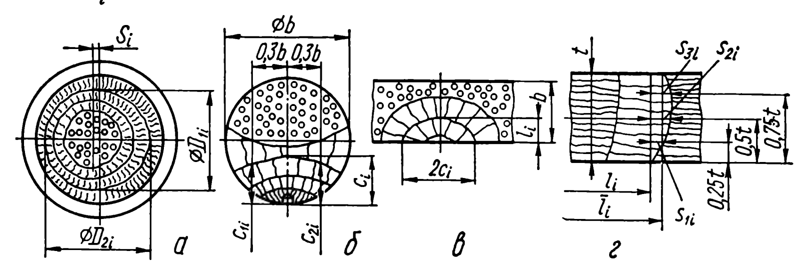



Рис. 5.51. Метки в изломах образцов:

*а* — цилиндрические на изгиб с вращением; *б* — цилиндрические на плоский изгиб; *в* — с поверхностной трещиной на растяжение или изгиб; *г* — плоские на растяжение или изгиб.

По меткам в изломах образцов с поверхностной трещиной (П—П—Р, П—П—ИЧ) определяют (5.51, *в*) глубину трещины вдоль ее оси — $l_i$ и длину $2c_i$ на поверхности. При этом учитывают метки, отстоящие от надреза не менее чем 1 мм, а неравномерность расстояния между двумя соседними метками должна быть в пределах 10 %.

По меткам в изломах остальных образцов, соответствующих исходной трещине и началу долома, а также по наличным промежуточным меткам проверяют точность измерений длины трещины и выполнения ограничений на разность ее длин на лицевой и тыльной поверхностях, а также левой и правой полудлин (см. п. 5.2). При этом определяют отклонения $s_{ij}$ фронта трещины от нормали к поверхности образца (рис. 5.51, *г*), вызванные перекосом и кривизной фронта трещины. По этим данным вычисляют среднее отклонение $s_i$ и, прибавляя его к длине трещины $l_i$, измеренной на поверхности, находят среднюю длину трещины $\bar{l}_i$. Кривизна фронта трещины, которая появляется как следствие отличия в физико-механическом состоянии и свойствах приповерхностных и глубинных слоев материала, может внести значительные искажения в результаты эксперимента. Обусловленная ею разность длин, измеренных в различных точках фронта (особенно в образцах с короткими трещинами и малым отношением ширины к толщине), может достичь относительно большого значения и в результате привести к чрезмерному (пятикратному и выше) разбросу от образца к образцу скоростей РУТ при данном КИН. Приближенная коррекция КИН путем использования при его расчете средней длины не может в достаточной мере исправить ситуацию. Поэтому, если отклонения от нормали $s_{ij}$ превышают $0{,}2t$ или $0{,}1 l_i$, необходимо уменьшить толщину образца или увеличить его ширину.

## 5.6. Обработка результатов испытания

**Вычисление скорости роста трещины.** Исходными данными для определения скорости РУТ на $m$-м этапе испытаний служат таблицы первичного массива данных, каждая из которых содержит наибольшее значение $P_{max}$ или размах $\Delta P$ нагрузки цикла на данном этапе, $I_m$ значений длин (полудлин) трещин $l_{i,m}$ и соответствующих чисел циклов нагружения $N_{i,m}$ ($i$ — номер измерения), расположенных в порядке возрастания. Вместо значений левой и правой полудлин трещины в таблицу можно вводить их среднее значение особенно тогда, когда статистические характеристики скорости РУТ не определяются. В случае образцов Ц—К—Р, Ц—К—ИПВ, Ц—К—ИЧВ вместо $l_i$ записывают значения $D_i$, а для образцов П—П—Р, П—П—ИЧ в таблицу вносят два размера $l_i$ и $c_i$. Данные, полученные с нарушением требований к проведению и условиям испытаний или относящиеся к переходным периодам, при вычислении скорости РУТ не используются. При непрерывной автоматической записи кривой РУТ ее разбивают на диапазоны, длину которых выбирают согласно приведенным выше (см. п. 5.5) рекомендациям, и соответствующие данные $l_{i,m}$, $N_{i,m}$ вносят в таблицу.

Поскольку значения скорости РУТ зависят от метода их вычисления, рекомендуется пользоваться следующими способами [1]. При испытании с непрерывно изменяющимся наибольшим КИН цикла (образцы группы I) скорость РУТ на $m$-м этапе испытаний образца находят по формуле

$$v_{im} = \left(\sum_{p=i-2}^{p=i+2} N_{p,m} l_{p,m} - 5\bar{N}_{i,m}\bar{l}_{i,m}\right) \Big/ \left(\sum_{p=i-2}^{p=i+2} N_{p,m}^2 - 5\bar{N}_{i,m}^2\right), \qquad (5.30)$$

где $\bar{N}_{i,m} = \frac{1}{5}\sum_{p=i-2}^{p=i+2} N_{p,m}$; $\quad \bar{l}_{i,m} = \frac{1}{5}\sum_{p=i-2}^{p=i+2} l_{p,m}$, и относят ее к длине трещины $l_{i,m} = (l_{i+2,m} - l_{i-2,m})/2$.

При вычислении скорости $v_{1,m}$ $m$-го этапа используют первые пять измерений, затем первое измерение отбрасывают, прибавляют следующее (шестое) и определяют скорость $v_{2,m}$. Так повторяют, пока не исчерпают все точки данного этапа.

При испытаниях с постоянным наибольшим КИН и цикла $K_{max}$ (образцы группы II) скорость РУТ на $m$-м этапе определяют по формуле

$$v_m = \left(\sum_{i=1}^{I_m} N_{i,m} l_{i,m} - I_m \bar{N}_m \bar{l}_m\right) \Big/ \left(\sum_{i=1}^{I_m} N_{i,m} - I_m \bar{N}_m^2\right), \qquad (5.31)$$

где $\bar{l}_m = \frac{1}{I_m}\sum_{i=1}^{I_m} l_{i,m}$; $\bar{N}_m = \frac{1}{I_m}\sum_{i=1}^{I_m} N_{i,m}$.

Можно также пользоваться более простой формулой:

$$v_m = (l_{I_m,m} - l_{1,m})/(N_{I_m,m} - N_{1,m}), \qquad (5.32)$$

которая дает результаты, мало отличающиеся от предыдущей, если рассеяние данных небольшое.

При испытаниях, цель которых оценить статистические характеристики скорости РУТ, ее вычисляют без сглаживания (усреднения) методом конечных разностей

$$v_{i,m} = (l_{i+1,m} - l_{i,m})/(N_{i+1,m} - N_{i,m}). \qquad (5.33$$

В случае однородных испытаний с постоянным размахом КИН найденные по формуле (5.33) скорости РУТ позволяют непосредственно построить их распределение и характеризовать материал в данных условиях помимо ее среднего (математически ожидаемого) значения также ее дисперсией и другими статистическими характеристиками. Формулу (5.33) применяют и в тех случаях, когда замеров $l_i$, $N_i$ на этапах испытаний мало или интервалы между замерами сильно отличаются между собой.

Американский стандарт [3, 4] также рекомендует формулу (5.33), в то время как альтернативная формула основана на приближении участка кривой роста трещины не прямым, как формула (5.30), а параболическим отрезком. В результате имеем

$$v_i = b_1/c_2 + 2b_2 (N_i - c_{1,i})/c_{2,i}^2, \qquad (5.34)$$

где $c_{1,i} = (N_{i-p} + N_{i+p})/2$; $c_{2,i} = (N_{i+p} - N_{i-p})/2$; $b_1$ и $b_2$ — найденные методом наименьших квадратов коэффициенты уравнения регрессии

$$l = \sum_{m=0}^{2} b_m \left(\frac{N - c_1}{c_2}\right)^m . \qquad (5.35)$$

Скорость $v_i$ относят к длине трещины $l_i$, вычисленной по этой формуле при $N = N_i$.

Коэффициенты $b_i$ ($i = 0, 1, 2$) определяют для участков кривой РУТ, включающих пять, семь (предпочтительно) или девять последовательных точек. Квадратичный член позволяет в какой-то мере учесть различия в отдельных приростах числа циклов $\Delta N_1 = N_{i+1} - N_i$ и непосредственно не входит в уравнение (5.34), если эти приросты равны, так как $N_i = c_1$.

Хотя при достаточно большом количестве экспериментальных точек линии КДУР, построенные по скоростям РУТ, рассчитанным по формуле (5.33) и формулам (5.30) и (5.34), различаются мало, но дисперсия скоростей в последних двух случаях, как правило, меньше (тем значительней, чем меньше точек), что следует учитывать при использовании этих данных.

В настоящее время разработаны программы для ЭВМ (в частности на языке ФОРТРАН [1,3]) для вычисления скорости РУТ и, кроме того, значений КИН при условии ввода данных об образце и нагрузке. В этой связи, а также учитывая простоту расчетов (их можно произвести и на современных микрокалькуляторах с программным устройством), вряд ли целесообразно использовать иногда еще применяемое [2] графическое дифференцирование. Для его реализации необходимо иметь сглаженный график РУТ (см. рис. 5.49), масштаб которого следует выбирать так, чтобы погрешность отсчета координат не превышала погрешности измерений. На таком графике через определенные интервалы длин трещины $\Delta l$ отмечаются точки с ординатами $l_i$ и проводятся в них касательные к кривой, тангенс угла наклона к оси абсцисс (оси $N$) которых равен в заданном масштабе скорости РУТ. Для повышения точности проведения касательной пользуются зеркальной линейкой.

**Построение кинетических диаграмм усталостного разрушения.** Для каждой скорости РУТ по соответствующим значениям нагрузки и длины трещины определяют с помощью формул, приведенных в табл. 5.1, наибольшее значение или размах КИН. При этом длины трещины, используемые для вычисления, должны находиться в указанных рядом с формулой пределах ее применимости. В случаях, когда известна средняя по толщине образца длина трещины, КИН находят по ней. Для определения промежуточных средних длин трещин в диапазоне между двумя соседними метками применяют линейную интерполяцию. Расчет по средним длинам проводят обычно только тогда, когда относительная разность значений $K_{max}$ ($\Delta K$), вычисленных по ним и по длинам трещины на поверхности, превышает 5 %.

По значениям скорости РУТ $v$ и максимального КИН $K_{max}$ или размаха КИН $\Delta K$ наносят точки в системе координат $v - K_{max}$ или $v - \Delta K$ с логарифмической шкалой по осям ($\lg v - \lg K_{max}$), строя таким образом КДУР. Желательно, чтобы обозначения точек, полученных на отдельных образцах, были различными. При нанесении точек проверяют выполнение в каждом случае условий малости ПЗ, используя с этой целью изложенные выше требования (см. п. 5.2), а также, если имеются, результаты наблюдений за ПЗ и переходом к косому излому. Точки, значения $K_{max}$ ($\Delta K$) которых получены при нарушении этих требований, отмечают и используют для определения характеристик ЦТ лишь условно, если они укладываются в общую закономерность.

Так как пороговые $K_{th}$ и критические $K_{fc}$ КИН различаются в среднем на один порядок, а скорости РУТ на пять, рекомендуется масштаб диаграммы по оси абсцисс (ось $\lg K_{max}$ или $\lg \Delta K$) выбирать в 3—3,5 раза большим, чем по оси ординат (ось $\lg v$). Например, диапазон десятикратного изменения значений $v$ и $K_{max}$ делать соответственно длиной 120 и 36 мм. В специальных случаях можно, если это обосновано определенными преимуществами, использовать линейную шкалу на оси $K_{max}$ или в пределах отдельных участков на обеих осях.

Отношение максимальной скорости РУТ к минимальной при заданном значении $K_{max}$ или $\Delta K$ (максимальную и минимальную скорости находят по ординатам пересечения координатной линии $K_{max} = \text{const}$, $\Delta K = \text{const}$ с линиями, ограничивающими полосу рассеяния) обычно даже при использовании формулы (5.33) не больше 3, за исключением возможно зон вблизи порогового и критического КИН. Превышение этим отношением 4 будет уже аномальным явлением. Если оно вызвано различиями между материалом образцов (например, из-за нестабильности технологии их изготовления или неоднородности структуры заготовки), то образцы следует разделить на группы по соответствующему признаку и обрабатывать каждую группу в отдельности. Если же таких различий не обнаружено, то или испытания были проведены с нарушением методики, или такое рассеяние является свойством данного материала, в чем необходимо убедиться, повторяя испытания при тщательном соблюдении всех требований, хотя бы на контрольных участках КДУР.

На практике встречаются случаи, когда скорости РУТ, полученные в начале испытаний образца сразу от исходной трещины не укладываются в общую закономерность, образуя на КДУР так называемые «хвосты», ответвляющиеся вниз (рис. 5.52) или реже вверх [57] от основной кривой. Это свидетельствует о неправильной геометрии исходной трещины, ее недостаточной длине, влиянии предыстории и т. п. (см. п. 5.2). «Хвосты» могут образоваться и в следующих случаях: когда окончательная термообработка образца проводится после нанесения начальной трещины [58], а также если

образцы имеют не совсем стабильную структуру или подвержены коррозии а нанесение трещины отделяет от испытаний достаточно длинный промежуток времени и трещину необходимо реинициировать. Аналогичные «хвосты» могут появляться также после нарушений условий испытаний: остановок, случайных изменений режима нагружения (особенно перегрузок), температуры среды и т. п., которые приводят к изменениям состояния ПЗ. Точки, расположенные на «хвостах», исключаются из КДУР и при определении ЦТ не учитываются. При этом следует быть внимательными, чтобы не принять «хвост» за загиб— переход от первого ко второму участку КДУР или аномалию, характерную для данного материала, и наоборот — не отбросить такую аномалию как «хвост».

По экспериментальным точкам вычерчивают на глаз кривую. При этом учитывают, что идельная полная КДУР при не очень большой асимметрии цикла ($R<0{,}5$) представляет собой в двойных логарифмических координатах S-образную кривую (см. рис. 5.1), которая ограничена слева и справа вертикальными асимптотами $K_{max} = K_{th}$ и $K_{max} = K_{fc}$ ($\Delta K = \Delta K_{th}$ и $\Delta K = (1 - R) K_{lc}$) и приблизительно симметрична относительно средней точки $K_{max} = \sqrt{K_{th}K_{fc}}$ ($\Delta K = \sqrt{\Delta K_{th} (1 - R) K_{fc}}$). В средней части она хорошо аппроксимируется прямой, пересекающей асимптоты в точках, разность ординат которых $\lg v_1 - \lg v_2$ находится обычно в пределах 3,2—4,2 и, следовательно, $v_1 \approx 5\cdot 10^3 v_2$. КДУР конкретных материалов в той или иной мере отклоняется от идеальной (см. п. 4.6 и 4.9). При наличии существенных отклонений анализируют их причины, а в случае необходимости проводят контрольные испытания, чтобы убедиться в корректности и достоверности полученных результатов.

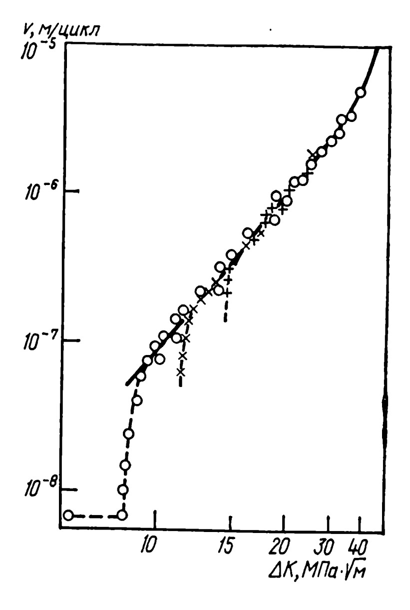



Рис. 5.52. КДУР алюминиевого сплава типа Д20 с «хвостами» (точки, полученные на трех разных образцах, обозначены различными символами) [56].

Кривые КДУР характеризуют ЦТ материала (образца) и их построением нередко, особенно в работах материаловедческого направления, заканчивают обработку эксперимента. Однако для количественного анализа КДУР и использования их в инженерных расчетах необходимо знать численные показатели ЦТ материалов.

**Определение характеристик циклической трещиностойкости материала.** Характеристики ЦТ количественно выражают сопротивление материала РУТ в различных диапазонах его скоростей, соответствующих отдельным участкам КДУР (см. п. 5.1). Поэтому определение каждой из них возможно лишь при условии, что в пределах этих участков имеется достаточное число экспериментальных точек и отсутствуют аномалии, из-за которых

соответствующие характеристики потеряли бы реальный смысл. Первоначальную оценку характеристик ЦТ можно произвести путем графических построений непосредственно по КДУР (см. п. 4. 11), что при некотором опыте исполнителя в случае КДУР, близких к идеальным, дает хорошие результаты. Когда имеются лишь отдельные участки КДУР, характеристики ЦТ определяют следующим образом.

Значения основных характеристик $n$ и $K^*$ ($\Delta K^*$) находят при условии, что на КДУР в диапазоне средних скоростей РУТ (ориентировочно от $10^{-8}$ до $10^{-6}$ м/цикл) имеется участок, который хорошо аппроксимируется прямой, не выходящей за пределы полосы рассеяния. Он должен охватывать изменение скорости РУТ не менее чем на один порядок и оканчиваться с обеих сторон отчетливо намечающимися загибами, которые отвечают переходам к первому и третьему криволинейным участкам КДУР (см. рис. 5.1). По точкам среднего участка проводят прямую и выделяют на ней отрезок. Начало отрезка совмещают с точкой $A$ (см. рис. 5.1) — пересечением прямой с линией, ограничивающей сверху полосу рассеяния (или с первой экспериментальной точкой, находящейся выше прямой [1]), а конец — с точкой $B$ — пересечением ее с линией, ограничивающей снизу полосу рассеяния (или с последней экспериментальной точкой ниже нее). Уменьшив этот отрезок с обоих концов примерно на 1/10 длины, но не менее чем взятая по вертикали ширина полосы рассеяния, получим расчетный интервал значения $v$ и $K_{max}$ ($\Delta K$), в пределах которого используют для вычисления характеристик $n$ и $K^*$ по формулам

$$n = \frac{\sum_{i=1}^{I} x_i y_i - I\bar{x}\bar{y}}{\sum_{i=1}^{I} x_i^2 - I\bar{x}^2}; \qquad \lg K^* (\lg \Delta K^*) = \bar{x} - \frac{\bar{y} + y^*}{n}, \qquad (5.36)$$

где

$$x = \lg K_{max} (\lg \Delta K); \qquad y = \lg v; \qquad \bar{x} = \frac{1}{I}\sum_{i=1}^{I} x_i; \qquad \bar{y} = \frac{1}{I}\sum_{i=1}^{I} y_i;$$

$y^* = 7$, если скорость $v$ задана в метрах на цикл, и $y^* = 4$, если задана в миллиметрах на цикл; $I$ — число точек в расчетном интервале.

При этом коэффициент корреляции

$$r = \frac{\sum_{i=1}^{I} (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{I} (x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^{I} (y_i - \bar{y})^2}}, \qquad (5.37)$$

который, в частности, показывает, насколько связь между переменными $\lg v$ и $\lg K_{max}$ ($\Delta K$) линейна, как правило больше 0,97. Допускается определять $n$ и $K^*$ ($\Delta K^*$) и в том случае, когда на концах прямолинейного участка нет загибов, однако он охватывает не менее чем два порядка изменения скорости РУТ. Имеется программа для ЭВМ на языке ФОРТРАН для вычисления величин $n$ и $K^*$ [1]. Выражением (5.1) или (5.1$a$) можно аппроксимировать КДУР и в других произвольно выбранных промежутках,

однако значения параметров $n$ и $K^*$ (или $C^*$) в этих случаях нельзя рассматривать как основные характеристики ЦТ материала.

По известным параметрам $n$ и $K^*$ ($\Delta K^*$) на КДУР наносят прямую и, если позволяет наличие определенного количества точек за пределами линейного участка, определяют дополнительные характеристики $K_{1-2}$ и $K_{2-3}$ ($\Delta K_{1-2}$ и $\Delta K_{2-3}$), соответствующие началу и концу среднего участка КДУР (см. рис. 5.1). Их находят как значения $K_{max}$ ($\Delta K$), при которых тангенс угла наклона касательной к кривой $\lg v = f(\lg K_{max})$ ($f(\lg \Delta K)$) увеличивается на 25 % по сравнению с $n$, чаще всего путем геометрического построения.

В связи с отсутствием стандартной методики нахождения порогового КИН — $K_{th}$ ($\Delta K_{th}$) (см. п. 4.10) рекомендуется следующий рациональный способ, различные, обычно упрощенные, модификации которого широко применяются. Способ заключается в определении порогового КИН как значения $K_{max}$ ($\Delta K$), при котором скорость РУТ равна $10^{-10}$ м/цикл. Это значение обозначается в отличие от «истинного» порогового КИН через $K_{-10}$ ($\Delta K_{-10}$). Если при скорости $10^{-10}$ м/цикл экспериментальные точки размещаются на вертикали $K_{max}$, $\Delta K = \text{const}$, то определенную таким образом величину рассматривают как физический пороговый КИН. Если же экспериментальные точки не попадают на эту вертикаль, найденная величина будет условным пороговым КИН. Когда же прямолинейный участок КДУР продолжается без заметных отклонений до скорости $10^{-10}$ м/цикл, то базовую скорость РУТ $v_{th}$ необходимо понизить дальше (чаще всего до $10^{-11}$ м/цикл) и отметить это при записи значений $K v_{th}$ ($\Delta K v_{th}$) Иногда низкие значения скорости РУТ, несмотря на постоянство условий опыта из-за различных временных процессов (взаимодействия со средой, структурных изменений, вязкого течения), не стабилизируются, вследствие чего нет однозначного соответствия между значениями $K_{max}$ ($\Delta K$) и скоростью. В этих случаях пороговый КИН не определяют, а отмечают интервал неоднозначности.

Наиболее достоверные значения пороговых КИН можно, по-видимому, найти путем описания адекватным аналитическим выражением первого участка КДУР, полученного при понижении скорости РУТ от значений, соответствующих концу среднего участка, до $10^{-10}$ м/цикл и при последующем ее повышении *. В качестве такого выражения используют (см. п. 4.11) следующее:

$$v = A\,(K_{max}) - K^*_{th})^q = A'\,(\Delta K - \Delta K^*_{th})^q. \tag{5.38}$$

Найденный по экспериментальным точкам методом наименьших квадратов параметр $K^*_{th}$ ($\Delta K^*_{th}$) пересчитывают по формулам

$$K_{-10} = K^*_{th} + (10^{10}A)^{-1/q},\quad \Delta K_{-10} = \Delta K^*_{th} + (10^{10}A')^{-1/q}. \tag{5.39}$$

Величины $(10^{10}A)^{-1/q}$ ($(10^{10}A')^{-1/q}$) равны расстоянию от $K_{-10}$ ($\Delta K_{-10}$) до расчетной асимптомы, отвечающей «истинному» пороговому КИН $K_{th}$ ($\Delta K_{th}$), при котором скорость РУТ равна нулю. Если они меньше

---

* В случае четко выраженного загиба кривой КДУР вниз и наличия на первом ее участке значений скоростей РУТ более чем на порядок меньших, чем на загибе, допускается, чтобы минимальная замеренная скорость не превышала $5 \cdot 10^{-10}$ м/цикл.

$0{,}05\,K_{-10}$ $(0{,}05\,\Delta K_{-10})$ величину $K^*_{th}$ $(\Delta K^*_{th})$ можно вероятностно считать физическим пороговым КИН. Значения порогового КИН $K_{th}$ (и особенно $\Delta K_{th}$) в общем существенно зависят от асимметрии цикла, что довольно хорошо описывается при $0 \leqslant R \leqslant 0{,}6$ эмпирическими формулами

$$K_{th}\,|_{R\neq0} = K_{th}\,|_{R=0}\,(1-R)^{-m},\quad \Delta K_{th}\,|_{R\neq0}\,(1-R)^{1-m}, \qquad (5.40)$$

где показатель $m$ (обычно $0 \leqslant m \leqslant 0{,}5$) определяется из эксперимента.

В идеальном случае скорость РУТ с увеличением длины трещины возрастает все интенсивней пока при некотором достаточно большом ее значении не произойдет спонтанное в пределах одного цикла разрушение — долом образца. Тогда критический КИН можно вычислить непосредственно по измеренным значениям нагрузки и длины трещины в начале долома. Это и будет величина $K_{Ifc}$, характеризующая хрупкое разрушение отрывом при максимальном стеснении пластической деформации. На практике, однако, такое хрупкое разрушение реализуется редко из-за наступления нестабильности РУТ, когда медленное продвижение чередуется со скачками (см. п. 4.10), или из-за относительно развитого пластического течения. В этих случаях обычно определяют некоторое условное значение $K^*_{fc}$ путем экстраполяции третьего участка КДУР на бесконечно большие скорости, используя с этой целью выражение, предполагающее наличие вертикальной асимптоты

$$v = B\,(K^*_{fc}/K_{\max} - 1)^r = B'\,[(1-R)\,K^*_{fc}/\Delta K - 1]^r, \qquad (5.41)$$

параметры которого определяют по экспериментальным данным методом наименьших квадратов. Для такой экстраполяции необходимо, чтобы КДУР содержала четко выраженный загиб вверх, а экспериментальные скорости РУТ все интенсивней возрастали до значений хотя бы на порядок выше, чем на изгибе, причем не меньших чем (0,5—1,0) $10^{-5}$ м/цикл. Критический КИН мало зависит от коэффициента асимметрии цикла, влияние которого ощущается только при высоких (близких к единице) его значениях. Найденная таким образом величина $K^*_{fc}$ может рассматриваться как условный критический КИН лишь в случае выполнения условий малости ПЗ (см. п. 5. 2). При переходе к нестабильному скачкообразному РУТ соответствующее значение параметра $K_{\max}$ $(\Delta K)$ определяют как важную дополнительную характеристику ЦТ материала.

Уравнения (5.1), (5.38) и (5.41) служат не только для определения характеристик ЦТ материала, но и дают аналитическое описание соответствующих им отдельных участков КДУР. Поскольку указанные уравнения не связаны между собой, то такой метод описания не рационален при наличии полной КДУР. В этом случае используют различные формулы (см. п. 4.9), среди которых наиболее распространено рекомендуемое нормативным документом [1] уравнение

$$v = v_0\left(\frac{K_{\max} - K^*_{th}}{K^*_{fc} - K_{\max}}\right)^q = v_0\left(\frac{\Delta K - \Delta K^*_{th}}{(1-R)\,K^*_{fc}\Delta K}\right)^q, \qquad (5.42)$$

для нахождения параметров которого прилагается программа на языке ФОРТРАН. Ввиду ограниченности применения этого уравнения для симметричных КДУР и из-за других недостатков (см. п. 4.11), свойственных всем уравнениям такого типа, более целесообразно воспользоваться математической моделью, которая объединяет уравнения (5.1), (5.38) и (5.41) воедино путем их плавного сопряжения на переходах между участками:

$$v = 10^{-7}\,[F(\Delta K)/\Delta K^*]^n, \quad (5.43)$$

где

$$F(\Delta K) = \begin{cases} \Delta K_1 \left( \dfrac{\Delta K - \Delta K^*_{th}}{\Delta K_1 - \Delta K^*_{th}} \right)^{\alpha} & (\Delta K^*_{th} < \Delta K < \Delta K_1) \\ \Delta K & (\Delta K_1 \leqslant \Delta K \leqslant \Delta K_2) \\ \Delta K_2 \left[ \dfrac{(1-R)\,K^*_{fc}/\Delta K_2 - 1}{(1-R)\,K^*_{fc}/\Delta K - 1} \right]^{\beta} & (\Delta K_2 < \Delta K < (1-R)\,K^*_{fc}; \end{cases}$$

$\alpha = 1 - \Delta K^*_{th}/\Delta K_1$; $\beta = 1 - \Delta K_2/[(1-R)\,K^*_{fc}]$; $\Delta K_1$ и $\Delta K_2$ — начало и конец расчетного интервала среднего участка. При замене $\Delta K$, $\Delta K_1$, ... на $K_{max}$, $K_1$, ... получается аналогичная формула, в которой переменная выражена через наибольший КИН цикла (см. уравнение (4.51)). Параметры уравнения (5.43) соответствуют всем подлежащим определению характеристикам ЦТ материала. Для того чтобы их можно было приравнять между собой, необходимо выполнение условий, приведенных выше. В противном случае их надо рассматривать только как параметры уравнения КДУР. Дополнительные характеристики могут быть найдены графически или по формулам (4.53) и (4.54).

Испытания оформляются протоколом, который в связи с повышенной чувствительностью характеристик ЦТ ко многим факторам должен содержать следующие данные.

1. Сведения о материале: химический состав (марка), а также, желательно, зарубежные аналоги материала; металлургический способ получения (электроплавка, электронно-лучевой переплав, спекание и т. д.); способ получения заготовки (прокат, литье, поковка и т. д.) и ее размеры; место и ориентация вырезки из нее образцов, способ их изготовления и упрочняющая (термическая, химическая и т. д.) обработка; характеристики микроструктуры (фазовый состав, размер зерна, тип и размеры включений и т. п.); стандартные механические характеристики при нормальных условиях и условиях испытаний (температура, давление, среда и т. п.), если они отличаются между собой.

2. Сведения об образце: наименование; основные размеры; способ обработки поверхности.

3. Краткую характеристику испытательной установки: машина; приспособления для крепления и нагружения образцов; способ измерения длины трещины; используемые специальные устройства (вакуумные и температурные камеры и т. д.) и приборы.

4. Сведения об условиях испытаний: коэффициент асимметрии; форма и частота циклов нагружения; температура испытаний; влажность и давление воздуха; в случае испытаний в специальных средах — их характеристики, параметры (давление, температура и т. д.) и состав, а также изменение последних на протяжении испытаний.

5. Сведения об исходной трещине: конечная длина, отсчитанная от вершины надреза; максимальная нагрузка цикла и другие условия во время ее создания, мероприятия для ускорения зарождения трещины (если трещина создавалась стадиями, то записывают только условия последней стадии).

6. Результаты измерений и наблюдений на каждом этапе испытаний: максимальное значение $P_{max}$ или размах $\Delta P$ нагрузки цикла; длина и (или) глубина трещины; средняя длина трещины $\bar{l}$ (при наличии данных) и соответствующие им числа циклов; кривые РУТ (особенно при испытаниях с

поэтапным понижением нагрузки). Отмечаются отклонения от правильного РУТ, результаты наблюдения за ПЗ, а также все явления, которые могли бы повлиять на рост трещины.

7. Результаты обработки экспериментальных данных: скорости РУТ и соответствующие наибольшие значения $K_{max}$ или размах $\Delta K$ КИН (с указанием используемых при вычислении формул); КДУР и значения характеристик ЦТ; выражение для описания диаграммы и значения его параметров.

К протоколу прилагают кривые РУТ, а также другие, не предусмотренные настоящими методическими указаниями сведения о росте трещины, например результаты фрактографических исследований.

Форма протокола и пример ее заполнения приведены ниже. При ее использовании ненужные в конкретных случаях графы не делают. Для серийных машин и приборов можно вместо характеристики указать только их марку. Данные об исходной трещине заносят в таблицу как нулевой этап испытания образца. При этом размер $l_0 - h$ определяют как наименьшее расстояние между контурами трещины и инициирующего надреза. В графе «Примечания» вписывают результаты наблюдений и отклонения от требований, а также условия испытаний, если они отличаются от приведенных раньше.

**ПРОТОКОЛ** *специальных* **ИСПЫТАНИЙ**

(основных, специальных)

*алюминиевого сплава Д16Т*

(название и марка материала)

**НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

*при температуре 110 К*

(назначение испытаний)

**Материал**

Аналоги: *США — 2024 Т3, Великобритания — 5090, Франция — AU4G-1*

Способ получения: *Плавление в газовой печи с последующей гомогенизацией слитка*

Тип и размеры заготовки: *Холоднокатанный плакированный лист 1200 × 1500 × 5 мм*

Место вырезки образца: *По всему листу*

Термообработка: *Закалка с 725 К в воду, естественное старение*

Микроструктура: *Твердый раствор; размер зерна 30 мкм, первичных выделений интерметаллидов 10 мкм, вторичных 0,1 мкм*

| | Cu | Mn | Mg | Si | Fe | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Химический состав, %** | *4,0* | *0,6* | *1,5* | *0,2* | *0,3* | | |

| Механические характеристики | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_в$, МПа | $\delta$, % | $\psi$, % | $\sigma_{-1}$, МПа | HB | $K_c$, МПа·$\sqrt{м}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| при *295 К* | *360* | *460* | *19* | *27* | *130* | *130* | *37* |
| при *110 К* | *440* | *550* | *25* | *25* | — | — | *41* |

Дополнительные сведения:

**Образец**

Наименование и обозначение образца: *Дисковый образец с внутренней трещиной на осевое растяжение при постоянном* $\Delta K$, *Д*$_2$*—В—Р* (*5/230*) (*L—T*)

Размеры, мм: $b = 230$, $t = 4{,}98$

Состояние поверхности: *После поставки*

**Краткая характеристика испытательной установки**

Машина: *Типа ИМУР-2М конструкции ФМИ АН УССР с инерционным силовозбуждением и электроприводом типа ЭТОШ-2. Измерение усилий тензорезисторами. Погрешность измерения, установления и поддержания нагрузки удовлетворяет требованиям ГОСТ 25.502—79*

Вид нагружения: *Мягкий*

Способ крепления образца: *Специальное приспособление, рекомендуемое РД 50-345—82*

Способ измерения длины трещины: *Визуальный на передней поверхности образца с помощью катетометра КМ-7 при 26-кратном увеличении. Погрешность измерений ±0,03 мм*

Специальные устройства: *Герметическая камера для охлаждения образца без контакта с хладоагентом. Установление и поддержание температуры изменением подачи жидкого азота. Измерение температуры образца медь-константановыми термопарами.*

**Условия испытаний**

Коэффициент асимметрии циклов: *0,05—0,08*

Частота циклов, Гц: *18—19*

Форма цикла: *Синусоидальная*

Среда: *Воздух*

Давление, Па: *Атмосферное*

Температура, К: *110±3*

Относительная влажность, %: *100*

Дополнительные сведения: *Перепад температуры по толщине образца не более 2 К, а между точками на поверхности образца не более 3 К*

**Результаты измерений и наблюдений**

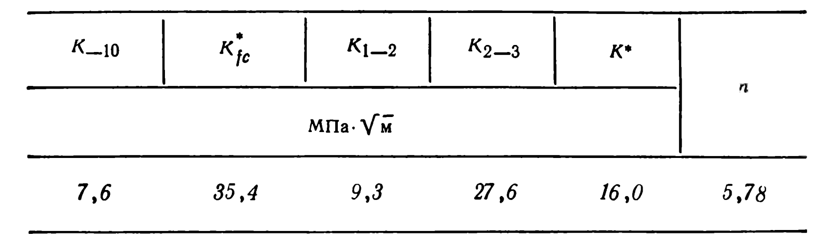
| Номер | | $P_{max}$, кН | Размер трещины, мм | | | | Число циклов $N$ | Примечание |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| образца | этапа | | $l_0-h$ | $l$ | $c$ | $\bar{l}$ | | |
| *1* | *0* | *8,50* | *2,08* | *11,10* | — | *11,34* | *0* | *При* ($l_0-h$) < *1 мм трещину создавали при температуре 275 К* |
| | *1* | *9,0* | — | *11,32* | — | — | $15{,}0 \cdot 10^5$ | |
| | | | — | *11,51* | — | — | *30,0* | |

**Результаты обработки**

| Номер | | $v$, м/цикл | $K_{max}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ | Номер | | $v$, м/цикл | $K_{max}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ | омер | | $v$, м/цикл | $K_{max}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| образца | этап- | | | образца | этапа | | | образца | этапа | | |
| 1 | 1 | $1{,}38\cdot10^{-10}$ | 7,44 | 2 | 1 | $1{,}65\cdot10^{-9}$ | 8,55 | 3 | 1 | $1{,}73\cdot10^{-7}$ | 18,6 |
| | 2 | 4,22 | 7,85 | | 2 | 5,01 | 5,01 | | 2 | 6,19 | 25,6 |
| | 3 | 7,03 | 8,27 | | 3 | $1{,}48\cdot10^{-8}$ | 12,1 | | 5 | $2{,}6\cdot10^{-6}$ | 31,0 |

Формулы для определения $v$ и КИН: *Взяты из РД 50-345 — 82*

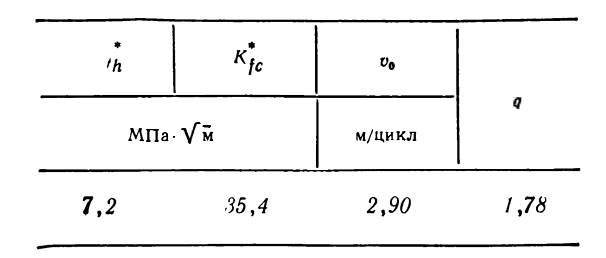
Характеристики циклической трещиностойкости:



| $K_{-10}$ | $K^*_{fc}$ | $K_{1-2}$ | $K_{2-3}$ | $K^*$ | $n$ |
|---|---|---|---|---|---|
| МПа·$\sqrt{м}$ | | | | | |
| 7,6 | 35,4 | 9,3 | 27,6 | 16,0 | 5,78 |

Уравнение скорости роста усталостной трещины и его параметры:

$$v = v_0\left(\frac{K_{max} - K^*_{th}}{K^*_{fc} - K_{max}}\right)$$



| $^*_{th}$ | $K^*_{fc}$ | $v_0$ | $q$ |
|---|---|---|---|
| МПа·$\sqrt{м}$ | | м/цикл | |
| 7,2 | 35,4 | 2,90 | 1,78 |

Испытания проводил (Ф И О) (Дата) (Подпись)
Вычисления проводил (Ф И О) (Дата) (Подпись)

ГЛАВА 6

# ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

## 6.1. Роль асимметрии цикла в субкритическом росте трещин усталости

Асимметрия цикла, возникающая под воздействием прикладываемого среднего статического напряжения — один из главных механических факторов, влияющих на кинетику субкритического РУТ в конструкционных материалах. По аналогии с испытаниями гладких образцов для образцов с трещинами при учете среднего напряжения вводится коэффициент асимметрии цикла $R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$. Упрощенное отдельное рассмотрение влияния асимметрии цикла на РУТ затруднительно, поскольку оно обычно опосредовано и другими факторами, в том числе стрктурой материала и его прочностью, воздействием окружающей среды, температурой испытаний и т. п. Поэтому такой анализ во всех случаях приходится проводить во взаимодействии с другими факторами.

Результаты изучения влияния среднего напряжения в цикле на кинетику РУТ [1] носят сложный, иногда противоречивый, характер, часто не поддающийся однозначным обобщениям. Вместе с тем есть некоторые тенденции, имеющие универсальный характер. На рис. 6.1 представлены КДУР для нормализованной марганцовистой стали типа 55Г2 (0,55 % C, 2,23 % Mn) с пределом текучести $\sigma_{0,2} = 743$ МПа. Увеличение положительной асимметрии цикла в пределах 0,1—0,7 значительно повышает скорость РУТ на припороговом и третьем участке КДУР, соответствующем ускоренному РУТ. Таким образом, по мере увеличения $R$ значительно снижаются пороговые размахи КИН $\Delta K_{th}$, а также параметр $K_{fc}$, соответствующий условиям конечного разрушения изделия. Обнаружена также тенденция к стабилизации кинетики на II участке КДУР,— независимо от асимметрии средний участок диаграммы укладывается в единую линию, что свидетельствует о постоянстве коэффициентов уравнения Пэриса $C$ и $n$. Такая тенденция к унификации зависимости $v$ — $\Delta K$ на среднем участке КДУР весьма наглядно просматривается по результатам прецизионного анализа влияния асимметрии цикла на кинетику РУТ в ряде конструкционных сталей японского производства, выполненного в работе Е. Сасаки и соавторов [2]. Например (рис. 6.2), для стали SM58Q (типа 15ГМФ) при увеличении положительной асимметрии цикла пороги усталости неуклонно понижаются, в то время как с приближением ко II участку КДУР в пределах разброса данных образуется единая зависимость, которая может быть представлена в логарифмических координатах прямой линией. Наличие при нагружении сжимающей компоненты размаха КИН (отрицательные значения $R$) способствует повышению $\Delta K_{th}$ и уменьшению скорости РУТ. При этом наблюдается также сдвиг вправо и II участка КДУР (что, вероятно, объясняется спецификой построения КДУР) по отношению к полному значению размаха КИН $\Delta K$. Если при построении КДУР учитывать

лишь растягивающую компоненту размаха КИН, тогда диаграммы, соответствующие отрицательным $R$, сдвигаются влево с наложением их линейных участков. Такой подход к оценке кинетики на среднем участке КДУР упрощен и не согласуется с выводами ряда более ранних работ, в которых отмечалось существенное влияние асимметрии цикла в среднеамплитудной области КДУР и предлагались соответствующие аналитические выражения для такой оценки.

Монотонное снижение $\Delta K_{th}$ в связи с ростом асимметрии цикла наблюдается до $R = 0,6 \div 0,7$, затем значения порогов усталости стабилизируются на самом низком уровне. На рис. 6.3 представлены данные различных авторов, которые характеризуют зависимость порога усталости от коэффициента асимметрии цикла для сплавов на основе железа, алюминия, никеля и титана при комнатной температуре испытаний [3]. По мере уменьшения $R$ наряду с явно выраженным увеличением $\Delta K_{th}$ наблюдается увеличение зоны разброса экспериментальных данных, что объясняется усилением влияния структурных факторов. В области высоких $R$ такое влияние весьма слабо, номинальные уровни

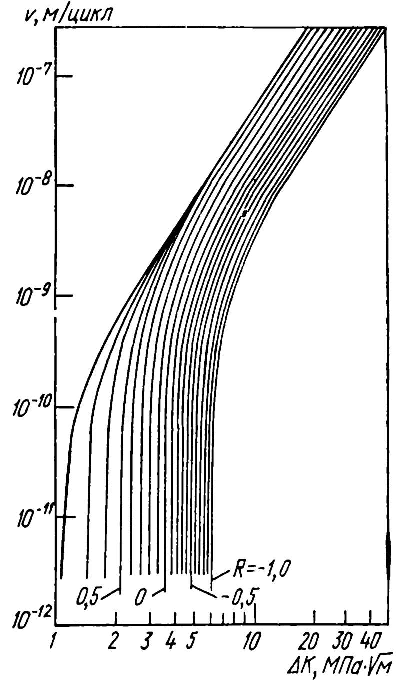



Рис. 6.1. Влияние асимметрии цикла напряжений на РУТ в нормализованной марганцовистой стали типа 55Г2:

*1* — $R$=0,7; *2* — $R$=0,36; *3* — $R$=0,1 [1].

Рис. 6.2. Семейство КДУР, характеризующих влияние асимметрии цикла на ЦТ стали типа 15ГМФ.

$\Delta K_{th}$ для сплавов каждой группы в различном структурном состоянии отличаются не более чем на 50 %.

**Зависимости для прогнозирования влияния асимметрии нагружения.** Имеется большое количество зависимостей для описания и прогнозирования влияния асимметрии цикла нагружения на ЦТ сплавов. В большинстве своем они не универсальны и, как правило, надежно описывают кинетику РУТ и ЦТ лишь отдельных групп материалов. В основе некоторых наиболее простых оценочных выражений лежит предпосылка, согласно которой РУТ контролируется максимальным значением КИН $K_{max}$, которое свя-

зано с размахом КИН $\Delta K$ выражением

$$K_{max} = \Delta K/(1 - R). \quad (6.1)$$

Ряд простейших выражений для оценки скорости РУТ $v$ на среднем участке КДУР приведен в монографии [4]. Д. Броек и Дж. Шийве для описания полученных ими экспериментальных данных (для сталей) предложили уравнение типа

$$dl/dN \approx \left(\frac{\Delta K}{1 - R}\right) \exp(-BR), \quad (6.2)$$

где $B$ — константа. Уравнение Р. Формена выглядит следующим образом:

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\Delta K^{\beta}}{(1 - R) K_c - 2\Delta K}, \quad (6.3)$$

где $\beta$ — константа. Дж. Виртман и П. Хилд вывели уравнение

$$\frac{dl}{dN} = \frac{(\Delta K)^4 (1 - R)^2}{K_c^2 (1 - R)^2 - (\Delta K)^2} = \frac{\Delta K^4}{K_c^2 - K_{max}^2}. \quad (6.4)$$

Согласно Ф. Эрдогану, РУТ в среднеамплитудной области в связи с вариацией среднего напряжения можно рассматривать как результат комплексного влияния $K_{max}$ и $\Delta K$:

$$dl/dN = K_{max}^{\eta} (\Delta K)^{\xi}, \quad (6.5)$$

где $\eta$ и $\xi$ — константы материала.

Считают [4], что выражения (6.3) и (6.4) в наибольшей мере отвечают кинетике на III участке КДУР. В этой связи П. Лукаш и М. Клесnил сделали попытку вывести обобщенную зависимость, которая бы рас-

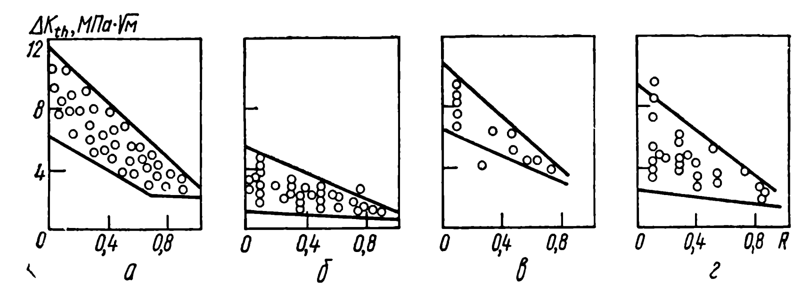



Рис. 6.3. Зависимости порога усталости от асимметрии цикла для сплавов на основе железа (*а*), алюминия (*б*), никеля (*в*) и титана (*г*).

пространялась и на припороговый участок КДУР. На основании эмпирического анализа данных, полученных на углеродистой стали 12010 чешского производства, выведено уравнение

$$\frac{dl}{dN} = A \left\{ \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{\gamma}}\right]^{\beta} - \Delta K_{th}^{(1-\alpha)\beta} \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{\gamma}}\right]^{\alpha\beta} \right\}. \quad (6.6)$$

Уравнение (6.6) также не отражает общих закономерностей кинетики РУТ, поскольку оно описывает лишь случаи, когда увеличение $R$ одно-

значно ускоряет РУТ на II участке КДУР. В то же время многочисленными исследованиями показано затухающее влияние асимметрии цикла по мере роста размаха КИН в соответствии с характером кривых, представленных на рис. 6.2. Таким образом, роль асимметрии усиливается на припороговом участке КДУР. Имеются также попытки непосредственной оценки влияния асимметрии цикла на пороги усталости. В самом грубом приближении на основании предположения о независимости $\Delta K_{th}$ от уровня $R$ из выражения (6.1) следует

$$\Delta K_{thR} = (1 - R)\,\Delta K_{th0}, \qquad (6.7)$$

где $\Delta K_{thR}$ и $\Delta K_{th0}$ — значения порога усталости для заданного уровня $R$ и $R = 0$ соответственно.

Для учета затухающего влияния асимметрии в области высоких значений $R$ М. Клеснил и П. Лукаш модифицировали выражение (6.7), приведя его к виду

$$\Delta K_{thR} = (1 - R)^{\chi}\Delta K_{th0}, \qquad (6.8)$$

где $\chi$ — константа материала, значения которой меньше 1. А. Огта и Е. Сасаки [2] при анализе ЦТ низкоуглеродистых микролегированных сталей получили значения $\chi = 0{,}71$.

В соответствии с существованием достаточно высокого значения $R'$, при котором наступает стабилизация $\Delta K_{th}$ (рис. 6.4), диапазон $R$ делится [5] на две области, для которых соответственно

$$\begin{aligned} \Delta K_{thR} &= (1 - \alpha R)\,\Delta K_{th0} \quad (R \leqslant R'), \\ \Delta K_{thR} &= (1 - \alpha R')\,\Delta K_{th0} \quad (R \geqslant R'). \end{aligned} \qquad (6.9)$$

Согласно выводам различных авторов значение $R'$, при котором достигается начало нижнего плато на зависимости $\Delta K_{th} - R$ (рис. 6.4) находится в диапазоне значений $R = 0{,}5 \div 0{,}75$.

**Роль структуры и окружающей среды. Механизм влияния среднего напряжения на трещиностойкость сплавов.** Чувствительность скорости, РУТ к асимметрии цикла существенно зависит от структуры сплавов, которая, в свою очередь, определяет их уровень прочности. Так, для железоуглеродистых сплавов влияние асимметрии цикла максимально для низкопрочных пластичных структур, у которых достигаются максимальные значения припороговой трещиностойкости и в том числе $\Delta K_{th}$ (зависимость типа $A$, рис. 6.4). По мере роста прочности сплавов это влияние ослабевает (тип $B$), а затем сходит на нет для высокопрочных сталей при $\sigma_в > 1800$ МПа (тип $C$). Это подтверждается исследованиями влияния асимметрии цикла на пороги усталости низкопрочной стали с ферритно-перлитной структурой, а также высокопрочного мартенсита [6]. По всей вероятности, в первом приближении уровень прочности сплава — главный фактор чувствительности порога усталости к асимметрии цикла. Вместе с тем такое воздействие в значительной мере опосредствовано конкретным видом структуры, зависящим от его состава и предэксплуатационной обработки. Так, за счет легирования и термообработки в пределах одного класса материалов могут быть достигнуты различные пороги усталости при одинаковом уровне статической прочности. Поэтому при близких значениях предела прочности $\sigma_в$ чувствительность материала к асимметрии цикла усиливается с повышением порога усталости. К числу сплавов, характеризующихся низкой чувствительностью припороговой трещиностойкости к асимметрии цикла, наряду с высокопрочными сталями с мартенситной структурой относятся также нержавеющие.

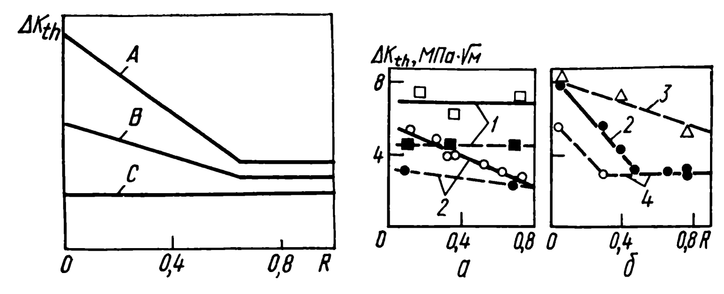



Рис. 6.4. Три типа зависимостей порога усталости от асимметрии цикла для металлических конструкционных сплавов:

*A* — сплавы с сильной зависимостью от асимметрии цикла; *B* — сплавы с умеренной зависимостью; *C* — сплавы, не чувствительные к асимметрии цикла.

Рис. 6.5. Влияние асимметрии цикла на пороги усталости сталей типа 50ХН2М (*а*) и 20ХГ2МФ (*б*):

*1* — вакуум; *2* — воздух; *3* — вода; *4* — водород (сплошные линии — отпуск при 770 К, штриховые — при 470 К) [1].

Второй важный фактор, контролирующий влияние асимметрии цикла на ЦТ металлов,—окружающая среда. При испытаниях в вакууме и инертных средах влияние асимметрии цикла на пороговую трещиностойкость резко ослабевает в сравнении с испытаниями на воздухе (рис. 6.5). Имеются также работы, в которых при испытаниях в вакууме не обнаружено какого-либо воздействия асимметрии цикла на порог усталости сталей, титановых и алюминиевых сплавов [1, 7].

Рассмотренные выше закономерности влияния асимметрии цикла на припороговую трещиностойкость сплавов большинством исследователей объясняются на основе концепции ЗТ, которое более всего проявляется у низкопрочных пластичных сталей; за счет него реализуется существенная доля порога усталости $\Delta K_{th}^{з}$. При этом можно записать

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th\,eff} + \Delta K_{th}^{з}. \qquad (6.10)$$

При высоких коэффициентах асимметрии цикла ЗТ пропадает и уровень порога усталости определяется только эффективным порогом усталости $\Delta K_{th\,eff}$, который не зависит от асимметрии цикла и определяется лишь структурой материала. В конструкционных сплавах наряду с ЗТ, обусловленным пластичностью, существенную роль может играть ЗТ, вызванное образованием оксидов при фреттинг-коррозии. Вклад этого фактора практически устраняется у нержавеющих сталей, а также при испытании любых сплавов в вакууме и инертных газах. Это вторая причина, нивелирующая влияние асимметрии цикла на припороговую трещиностойкость конструкционных сплавов. (Более подробное рассмотрение вклада в ЦТ металлов основных видов ЗТ см. в гл. 8.)

## 6.2. Фактор нестабильности нагружения и циклическая трещиностойкость сплавов

В процессе эксплуатации машины и конструкции подвержены сложному нагружению, которое связано часто с мгновенным или монотонным изменением напряжений. Возможны такие факторы нестабильности нагру-

жения в его хотя бы простейших проявлениях, как циклические перегрузки или недогрузки определенной продолжительности, пиковые (импульсные) однократные перегрузки, программное нагружение и т. п. Ряд исследований свидетельствует о значительных переходных эффектах изменения скорости РУТ. Они затрудняют оценку ресурса работы изделий с трещинами, в ряде случаев резко сокращая долговечность материала по сравнению с таковыми, выполненными по принципу суммирования скоростей РУТ на основе данных, полученных из стационарных КДУР. Простейший

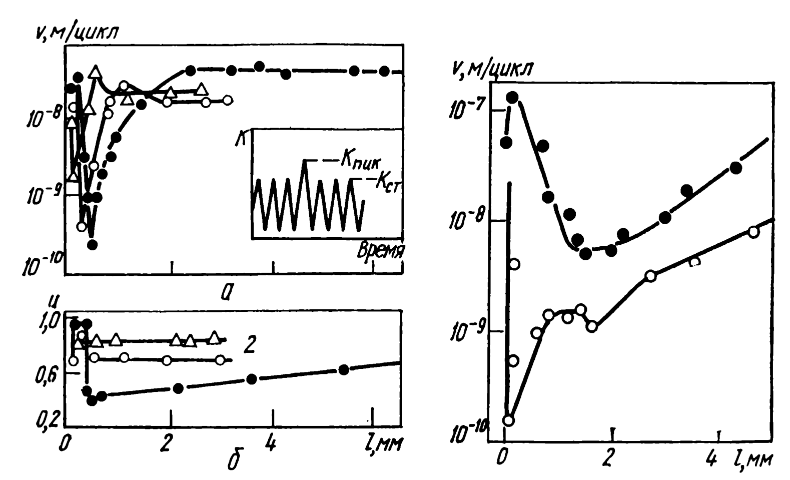



Рис. 6.6. Влияние перегрузки ($r_п=2{,}5$) на изменение скорости РУТ (*а*) и коэффициента открытия трещины *u* (*б*) в конструкционных сталях различной прочности:

● — $\sigma_{0,2}=380$ МПа; ○ — $\sigma_{0,2}=630$ МПа; △ — $\sigma_{0,2}=1515$ МПа.

Рис. 6.7. Влияние перегрузки на изменение скорости РУТ в стабильной структуре (●) и при протекании в зоне предразрушения впереди трещины фазовых превращений (○) стали типа 08Х18Н10Т [12].

случай однократной импульсной перегрузки изучен наиболее полно и дает представление о вероятных тенденциях и механизмах, присущих также более сложным переходным процессам при усталости материалов.

С. Робин с соавторами [8] определял влияние однократных пиковых перегрузок на кинетику РУТ в четырех конструкционных низколегированных сталях с пределом текучести в диапазоне значений 380—1515 МПа (рис. 6.6). Приложение однократного перегрузочного импульса (рис. 6.6, *а*) приводит к резкому замедлению скорости РУТ, которое постепенно затухает на значительном расстоянии по мере продвижения трещины. Замедление усиливается с ростом коэффициента перегрузки $r_п = K_{пик}/K_{ст}$ (рис. 6. 6, *а*), область его влияния увеличивается по мере снижения прочности и повышения пластичности исследуемых сталей.

Эффект замедления РУТ после перегрузки пытаются объяснить увеличением степени ЗТ под воздействием возросших при перегрузке остаточных напряжений в вершине трещины. В этой связи [8] проведены измерения коэффициента открытия трещины

$$u = \Delta K_{eff}/\Delta K. \quad (6.11)$$

Действительно, после перегрузки возникает значительный прирост степени ЗТ (рис. 6. 6, *б*). Несмотря на то что минимум скорости РУТ и максимум ЗТ в изломе совпадают, одной концепции ЗТ для объяснения замедления недостаточно, поскольку возникшее возмущение ЗТ распространяется на значительно большее расстояние, нежели возмущение скорости РУТ $v$. Аналогичное несоответствие замечено и другими авторами [9, 10]. На основании сравнения материалов с различными физическими пределами текучести С. Робин пришел к выводу, что пределы замедления трещины определяются размерами ПЗ, обусловленной пиковой перегрузкой металла. Методом конечных элементов показано, что зона замедления роста трещины контролируется остаточными напряжениями, возникшими при перегрузке.

Продолжительность эффекта перегрузки на конструкционной стали после контролируемой прокатки увеличивается с понижением положительных значений коэффициента асимметрии цикла основного нагружения [11]. Фрактографическими наблюдениями обнаружено при перегрузке затупление трещины. Однако в качестве основной причины замедления РУТ определены остаточные напряжения.

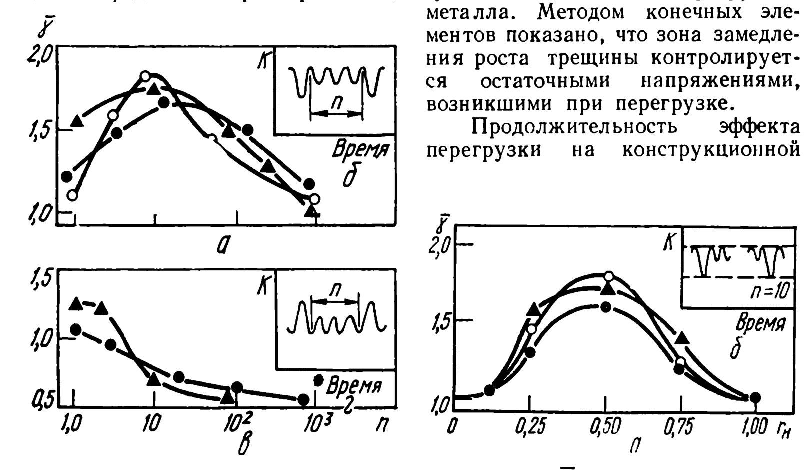



Рис. 6.8. Зависимости коэффициента ускорения $\bar{\gamma}$ от числа *n* циклов между недогрузками (*а*) и перегрузками (*в*), а также схемы недогрузок (*б*) и перегрузок (*г*):

○ — сталь BS4360 (0,18 % C—1,4 % Mn), толщина образца $t$=3 мм; ● — сталь BS4360, $t$=24 мм; ▲ — сталь BS1501, $t$=24 мм.

Рис. 6.9. Зависимости коэффициента ускорения $\bar{\gamma}$ от отношения амплитуд при периодической недогрузке $r_н = \Delta K_{ст} / \Delta K_{цик}$ (*а*), а также схема недогрузки (*б*). Обозначения соответствуют принятым на рис. 6.8.

Эффекты перегрузки могут быть дополнительно усилены в сплавах с нестабильной структурой, претерпевающих при прорастании трещины фазовые превращения под воздействием пластической деформации. Так, наблюдаемая для метастабильных аустенитных сталей трансформация в вершине трещины аустенита в мартенсит дополнительно замедляет образование трещины вследствие разовой перегрузки [12] (рис. 6.7).

Влияние однократной пиковой перегрузки сжатием на ЦТ алюминиевого сплава в условиях пульсирующего цикла ($R$ = 0,10) было оценено [13] экспериментально с использованием пятикратной сжимающей перегрузки при регулярном нагружении на пороге усталости $\Delta K_{th}$, когда отсутствовал РУТ. Установлено, что трещиностойкость сплава понижается, что находит свое проявление в интенсивном РУТ. При этом степень ЗТ

уменьшается на 28 %. Далее в процессе нагружения скорость РУТ монотонно уменьшается вплоть до припороговой, при этом степень ЗТ повышается. Локальный эффект понижения ЦТ связывают [13] с ослаблением ЗТ за счет уменьшения шероховатости поверхности излома при сжатии, а также образования неблагоприятных растягивающих остаточных напряжений.

Влияние периодических перегрузок и недогрузок в виде чередующихся блоков на ЦТ различных сплавов [14, 15] наглядно иллюстрируется результатами исследований [14] низкоуглеродистых сталей, а также алюминиевого сплава, для которых $\sigma_т = 320 \div 380$ МПа (рис. 6.8). Изменение скорости в этих исследованиях оценивали коэффициентом ускорения $\bar{\gamma} = v/v_e$, где $v_e$ — скорость РУТ, определяемая на основе линейного суммирования воздействия возмущения, обусловленного приложенным уровнем КИН, в сравнении с фактическим уровнем $v$. Оценки выполняли в диапазоне значений $\Delta K$, соответствующих среднему линейному участку КДУР.

Периодические однократные недогрузки, выполняемые по блочной программе (рис. 6. 8, *б*), приводят к увеличиению скорости РУТ по зависимости, которая достигает максимума через определенное количество циклов $n > 10$. При этом коэффициент ускорения зависит от соотношения амплитуды КИН при недогрузке $\Delta K_{пик}$ и в блоке $\Delta K_{ст}$. Когда это соотношение приближается к 0,5, коэффициент ускорения достигает максимума ($\bar{\gamma} = 1,8$, рис. 6,9, *а*). В свою очередь, при периодических перегрузках (см. рис. 6.8, *в*) коэффициент ускорения $\bar{\gamma}$ монотонно падает от 1,2 до 0,6 по мере роста количества циклов от 3 до 1000.

Для программного нагружения на двух уровнях предложен феноменологический подход с целью определения числа циклов задержки РУТ [16], а также обоснована возможность применения такого подхода для прогнозирования долговечности конструкций, изготовленных из углеродистых и нержавеющих сталей и сплавов на основе алюминия и титана. При этом предполагается, что для программного нагружения число циклов задержки — функция эффективного размаха КИН:

$$\Delta K_{eff} = \frac{\Delta K_н K_{н\,max}}{K_{в\,max}},$$

где $K_{н\,max}$, $K_{в\,max}$, $\Delta K_н$ — максимальные значения и размах КИН соответственно на низкой и высокой ступенях нагружения. Несмотря на необходимость значительного экспериментального обеспечения, такой метод пригоден для решения практических задач учета нестационарности эксплуатационного режима нагружения.

Изменение режима нагружения материалов, у которых рост трещины сопровождается образованием на поверхности излома бороздок, приводит к изменению шага бороздок, характеризующего обычно прирост трещины за цикл. Мгновенное изменение режима нагружения по схеме недогрузки (рис. 6. 9, *б*), согласно Дж. Мак Милану и К. Катазаве, может сопровождаться образованием аномальной бороздки, ширина которой на порядок больше регулярной бороздки за цикл. Таким образом, периодические перегрузки могут быть использованы для маркировок изломов, предназначенных для фрактографического анализа РУТ; с другой стороны, имеется также возможность фрактографической диагностики и оценки истории нагружения в деталях машин после аварийного разрушения.

Рассмотренные выше кинетические эффекты, обусловленные нестабильностью нагружения, могут быть объяснены как результат комплексного воздействия следующих факторов и связанных с ними механизмов:

1. Изменение величины ЗТ. Первоначально этот фактор считался

основным, однако прецизионные эксперименты не обнаружили полной корреляции с изменениями скорости РУТ.

2. Изменение установившегося затупления трещины и соответственно характеристик ее раскрытия.

3. Нарушение установившегося деформационного упрочнения материала впереди фронта усталостной трещины. Важность указанного фактора подтверждена выводами авторов работы [17], которые объясняют влияние нестационарности нагружения на порог усталости, исходя из представлений об инвариантности зоны циклической пластической деформации на пороге усталости.

4. Изменение уровня и характера воздействия системы возникших в вершине трещины остаточных напряжений. От этого фактора, безусловно, зависит значение ЗТ, однако последним не исчерпывается влияние остаточных напряжений на ЦТ металлов. Исходя из представлений о вариации уровня остаточных напряжений сделана [18] попытка аналитической оценки эффектов ускорения и замедления РУТ при нарушении стабильности нагружения.

## 6.3. Влияние частоты и формы цикла нагружения

Частота нагружения — один из основных показателей условий эксплуатации деталей машин и элементов конструкций, работающих в режиме циклического изменения прикладываемых механических напряжений. Степень влияния частоты нагружения на ЦТ зависит от типа сплава и диапазона скоростей РУТ, который оценивается в рамках исследуемой КДУР. Важные дополнительные факторы проявления частотной чувствительности ЦТ сплавов — окружающая среда и температура испытаний.

В наибольшей мере частота испытаний влияет на ЦТ на припороговом участке КДУР. При нагружении в низкочастотном диапазоне ($f < 0{,}1$ Гц) такое воздействие часто опосредовано в первую очередь влиянием агрессивных компонент окружающей среды, при высокочастотном нагружении — изменением уровня ЗТ [19]. В первом случае влияние окружающей среды усиливается со снижением частоты и может вызвать как увеличение (в высокопрочных сталях), так и уменьшение (в низкопрочных материалах) скорости РУТ. Повышение частоты нагружения выше 5—10 Гц способно интенсифицировать ЗТ, вызванное оксидообразованием, в связи с чем сопротивление РУТ с низкими скоростями в конструкционных сталях значительно повышается [19, 20] (подробно вопросы, касающиеся ЗТ, см. в гл. 8). При РУТ со скоростями, соответствующими среднеамплитудному участку КДУР, частотные эффекты выражены значительно слабее. Увеличение частоты нагружения несколько снижает скорость РУТ или оставляет ее неизменной. Такие зависимости характерны для конструкционных сталей [21, 22], титановых [23] и алюминиевых [22] сплавов. Типичные результаты, отражающие указанную тенденцию и получаемые при исследованиях влияния частоты нагружения на скорость РУТ, представлены на рис. 6. 10, *а* для алюминиевого сплава, где в пределах диапазона частот 0,01—100 Гц при постоянном размахе КИН обнаружено устойчивое снижение скорости РУТ в 3—5 раз. Подобные результаты получены также на сталях (рис. 6.10, *б*). В перлитных сталях 15Х2МФА и 15Х2НМФА в широком диапазоне низких и повышенных температур снижение частоты нагружений на два порядка приводит к увеличению скорости РУТ в 2—3 раза, что, по существу, не превышает размера полосы разброса, характерного для усталостных испытаний [21].

Влияние формы цикла напряжений изучено главным образом для среднеамплитудного участка КДУР. Изменение частоты нагружения мартенситостареющей стали 12 Ni—5 Cr—3 Mo в диапазоне 0,1—10 Гц

при синусоидальном цикле заметно не воздействует на кинетику усталостной трещины [24], кроме того, при частоте нагружения 0,1 Гц скорость РУТ также не зависит и от формы цикла напряжений (рис. 6.11). Вместе с тем форма цикла напряжений оказывает заметное влияние на кинетику РУТ с припороговыми и высокими скоростями в условиях низкочастотного нагружения, особенно при повышенной температуре испытаний (см. п. 6.4).

Сведения, касающиеся влияния частоты нагружения на РУТ на III участке КДУР, крайне ограничены, что во многом связано с методическими сложностями проведения подобных экспериментов — большой прирост трещины за цикл не позволяет реализовать испытания в широком

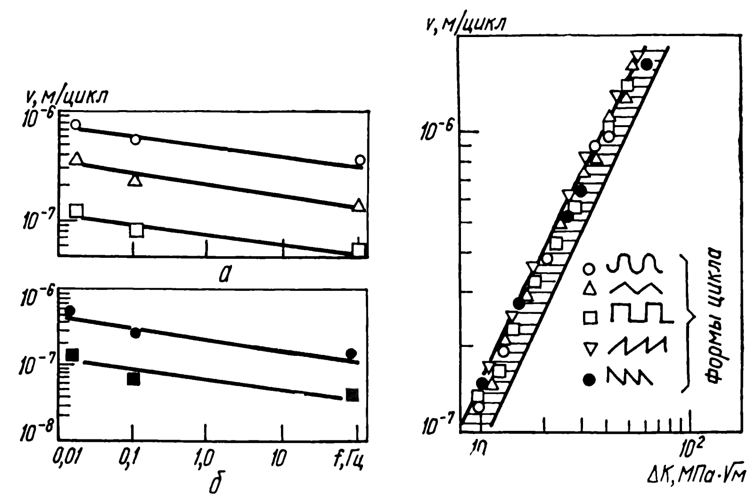



Рис. 6.10. Влияние частоты нагружения на скорость РУТ в алюминиевом сплаве 2024-Т3 (*а*) и стали типа 13Г2С (*б*):

○ — ΔK=15,5 МПа·√м; △ — ΔK=12,4 МПа·√м; □ — ΔK=9,3 МПа·√м; ● — ΔK=31 МПа·√м; ■ — ΔK=21,7 МПа·√м.

Рис. 6.11. КДУР стали 12 Ni — 5 Cr — 3 Mo при нагружении с частотой 0,1 Гц и различной формой цикла нагружений (заштрихованная область соответствует нагружению по синусоидальному циклу с частотой 0,1—10 Гц).

диапазоне частот нагружения. Повышение частоты нагружения сплавов МА8 и ВТ95АТ1 с 0,1 до 20 Гц снижает скорость РУТ при размахах КИН, соответствующих I и III участкам КДУР, и не проявляется в диапазоне скоростей II участка. В сплаве МА18 различия в скорости РУТ, вызванные увеличением частоты нагружения, наблюдаются только вблизи порога усталости*. Полученные для всех указанных материалов линейные (в двойных логарифмических координатах) зависимости скорости РУТ от частоты нагружения для фиксированных значений размаха КИН описываются уравнением [25]

$$v = v_0 f^{-a}, \qquad (6.12)$$

* Результаты получены С. Я. Яремой и О. В. Зинюком.

где $a = \lg \alpha$ — тангенс угла наклона линии $v = v_0 f^{-a}$ к оси абсцисс, который отражает изменение скорости РУТ при увеличении частоты нагружения. Для сплавов МА8 и В95АТ1 эти зависимости немонотонны с переломом при размахах КИН, соответствующих переходу к III участку КДУР, а для сплава МА18 — монотонно снижающиеся (рис. 6.12). Таким образом, для первых двух сплавов скорость РУТ на III участке КДУР прогрессивно увеличивается со снижением частоты нагружения. Уравнение для ниспадающей части зависимости $a$ от $\Delta K$ (рис. 6.12) может быть представлено в виде

$$a = a_0 - b \lg \Delta K, \qquad (6.13)$$

где $a_0$ и $b$ — коэффициенты. Выражение (6.13) может быть использовано для получения уравнения, описывающего зависимость скорости РУТ от частоты нагружения:

$$v = v_0 f^{-(a_0 - b \lg \Delta K)}. \qquad (6.14)$$

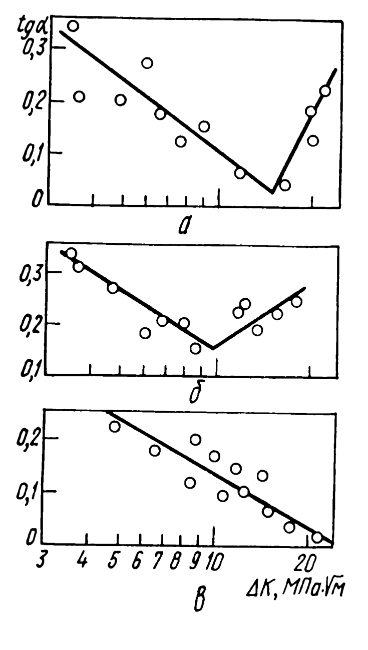



Рис. 6.12. Зависимость эффекта частоты нагружения от размаха КИН в сплавах В95АТ1 (*а*), МА8 (*б*) и МА18 (*в*).

По структуре полученное уравнение аналогично уравнению Пэриса $v = C(\Delta K)^n$, в котором коэффициенты $C$ и $n$ — функции частоты и определяются соотношениями $C = v_0 f^{-a_0}$; $n = b \lg f$ ($C$; $a_0$ и $b$ — постоянные материала).

Влияние частоты нагружения на скорость РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР аналитически описывается уравнением [22]

$$v = C_1 \Delta K^n f^{-\lambda}, \qquad (6.15)$$

где $C_1$ — постоянная величина, а показатель степени $\lambda = 0,08 \div 0,09$ — для алюминиевого сплава и $\lambda = 0,12 \div 0,14$ — для низкоуглеродистой стали. Предложено [26] также уравнение для определения скорости РУТ с учетом влияния скорости нагружения на предел текучести:

$$v = (C_2/\sigma^*_{0,2})\,(\Delta K)^n, \qquad (6.16)$$

где $\sigma^*_{0,2}$ — циклический предел текучести для данной скорости нагружения.

Согласно зависимостям (6.15) и (6.16) изменение частоты нагружения вызывает параллельное смещение среднеамплитудных участков КДУР, не изменяя их наклона, что в целом соответствует экспериментальным данным.

Описанные выше тенденции во влиянии частоты нагружения на скорость РУТ могут быть обусловлены следующими причинами:

1) влиянием скорости деформирования на динамику движения дислокаций в энклаве трещины, что находит свое отражение в формировании уровня предела текучести;

2) влиянием частоты деформирования на кинетику релаксационных процессов, а также уровень и тенденции в изменении гистерезисных потерь при развитии процессов циклического упрочнения (или разупрочнения) материала в вершине трещины;

3) возможным изменением температуры материала в устье трещины;

4) вероятным воздействием окружающей среды.

Варьирование частоты нагружения изменяет скорость деформирования материала, которая, в свою очередь, определяет работу пластической деформации, необходимую для продвижения трещины [27]. Эта работа оценивается по площади петли гистерезиса при записи цикла напряжений. Влияние скорости деформирования на показатели циклической пластической деформации материалов во многом зависит от подвижности винтовых и краевых дислокаций [28]. При высоких скоростях деформирования чистых ОЦК металлов (например, железа) подвижность винтовых дислокаций значительно ниже, чем краевых, что повышает работу пластической деформации. В то же время введение в железо углерода и других элементов внедрения и связанное с этим образование твердых растворов препятствует движению краевых дислокаций и уменьшает присущие железу различия в динамике обоих видов дислокаций при низких и высоких скоростях деформирования. Поэтому для большинства конструкционных сталей увеличение частоты нагружения незначительно снижает работу пластической деформации. В то же время для ГЦК металлов, например алюминия, не существует различий в подвижности обоих типов дислокаций при нагружении с низкими и высокими скоростями деформирования. В связи с этим нет оснований ожидать и ощутимого влияния частоты нагружения на скорость РУТ в алюминиевых сплавах.

Изменение частоты нагружения может повлиять на температуру материала зоны предразрушения у вершины трещины. Локальный разогрев материала значительно усиливается при частотах нагружения, близких к мегагерцевому диапазону, и способен вызвать структурные и фазовые превращения в материале. При нагружении с частотами, обычно применяемыми в лабораторной практике (1—50 Гц), температура у вершины трещины повышается незначительно. Например, при нагружении низкопрочной стали с частотой 20 Гц температура материала в зоне предразрушения повышается на 1—4 К по сравнению с образцом в целом, что не оказывает заметного влияния на скорость РУТ [29]. Интенсивность разогрева области вершины трещины помимо частоты нагружения зависит от теплофизических свойств материала: она выше в материалах с низким коэффициентом теплопроводности (аустенитные стали, титан и его сплавы), чем в материалах, обладающих высокой теплопроводностью (алюминиевые, магниевые сплавы).

Частота нагружения определяет также длительность процесса взаимодействия окружающей среды с ювенильной поверхностью металла, образованной при прорастании трещины, характер, природу и интенсивность этого взаимодействия, а также развитие релаксационных процессов. Так, при испытаниях на воздухе алюминиевого сплава снижение частоты нагружения со 100 до 1 Гц приводит к увеличению скорости РУТ (в диапазоне $10^{-6} \geqslant v \geqslant 10^{-8}$ м/цикл) и не сказывается на усталостной кинетике, если испытания проводятся в вакууме [30]. Аналогичные результаты получены и для стали при изменении частоты нагружения от 36 до 0,3 Гц и испытаниях на воздухе и в среде инертного газа [31].

Влияние частоты нагружения на кинетику РУТ отражается и в микростроении усталостного излома. Когда в РУТ доминирует механизм бороздкообразования, снижение частоты нагружения соответственно увеличивает расстояние между бороздками $S$ [22]. Зависимость величины $S$ от частоты нагружения записывается в виде

$$S = B\Delta K^{\xi} f^{-\omega}, \tag{6.17}$$

где $\xi = 2{,}2 \div 2{,}5$, $\omega = 0{,}06 \div 0{,}08$ — для алюминиевого сплава; $\xi = 2{,}0$, $\omega = 0{,}12$ — для стали.

Если изменение частоты вызывает значительное изменение кинетики РУТ, как правило, происходит смена микромеханизма разрушения. В частности, отмеченная на рис. 6.12 смена тенденции во влиянии частоты на кинетику РУТ в сплавах В95АТ1и МА8 для области высоких значений размаха КИН соответствует смене бороздчатого механизма РУТ на межзеренный. Подобным же образом сильно влияет окружающая среда на микромеханизм разрушения алюминиевого сплава 2021 при снижении частоты нагружения с 9 до 0,5 Гц [32]: внутризеренный РУТ сменяется на межзеренный в условиях низкочастотного нагружения.

## 6.4. Влияние температуры испытаний на циклическую трещиностойкость металлов

В первом приближении влияние температуры испытаний на ЦТ металлов должно определяться воздействием температурного фактора на пластическую деформацию в вершине трещины, существенно зависящую от температуры: чем выше температура испытаний, тем легче проходит пластическая деформация, следовательно, облегчается РУТ. Вместе с тем температурные зависимости РУТ имеют ряд особенностей как в низкотемпературном диапазоне, так и при повышенных температурах. Они опосредованы структурой и составом сплавов, а также реализуемыми микромеханизмами разрушения.

**Рост усталостных трещин в металлах при низких температурах.** С понижением температуры испытаний пределы выносливости конструкционных сплавов, а также их ограниченная долговечность обычно возрастают. Такая тенденция объясняется весьма сложным влиянием низкотемпературного фактора на сопротивление зарождению и распространению трещины, что затрудняет простые однозначные оценки закономерностей РУТ.

Первые данные о температурном изменении скорости РУТ были противоречивы. Одни авторы считали, что скорость РУТ с понижением температуры уменьшается [33,34], другие — увеличивается [35], третьи — практически не изменяется [36]. Дальнейшие исследования показали [37], что неоднозначность влияния низких температур на сопротивление материалов РУТ объясняется тем, что РУТ зависит от амплитуды нагрузки, температуры испытаний, структуры и фазового состава материала.

*Хладноломкие металлы и сплавы.* Для типично хладноломких металлов (например, углеродистых и низколегированных сталей) кинетика распространения трещин при низких температурах имеет свои особенности. Так, для стали 08кп с понижением температуры до 113 К при невысоких уровнях размаха КИН $\Delta K$, близких к пороговому, скорость РУТ уменьшается, а при высоких $\Delta K$, наоборот, увеличивается. При этом порог усталости при низкой температуре возрастает, а критический КИН падает, так что КДУР, полученные при 293 и 113 К, пересекаются в среднеамплитудной области (рис. 6.13).

На основании количественного фрактографического анализа дана оценка микромеханизмов разрушения для стали 08кп, исходя из удельной доли в изломе различных микрообразований (рис. 6.14). РУТ при низкой температуре, за исключением припороговой области, в основном проходит по механизму внутризеренного скола, что определяет значительную крутизну КДУР при 113 К (см. рис. 6.13). При низких размахах КИН,

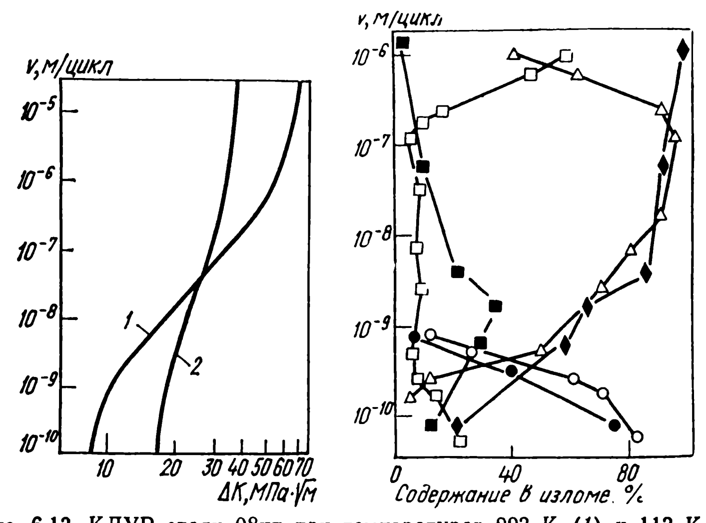



Рис. 6.13. КДУР стали 08кп при температурах 293 К (*1*) и 113 К (*2*).

Рис. 6.14. Процентное содержание в усталостных изломах образцов стали 08кп областей, характеризуемых различными особенностями микрорельефа:

при 293 К — ○ — строчечность; △ — бороздки; □ — ямки; при 113 К — ● — строчечность; ◆ — скол; ■ — вязкие участки (другие нехарактерные виды рельефа занимают области, дополняющие указанные выше до 100 %).

независимо от температуры испытания, типичным микрорельефом изломов является строчечность (см. рис. 6.14), обусловленная распространением трещины по сдвиговому микромеханизму разрушения, когда ее рост проходит вдоль границ полосовой дислокационной структуры [40]. Такой процесс термоактивирован и приводит к повышению порога усталости при низкой температуре, поскольку с понижением температуры сопротивление микросдвигу возрастает. Малый размер пластической зоны и низкий уровень напряжений у вершины трещины в припороговой области ($v < 10^{-8}$ м/цикл) не могут активировать процесс внутризеренного скола в зоне предразрушения. Только при увеличении размаха КИН и низкой температуре в изломе количество скольных участков возрастает, что сопровождается резким ростом скорости РУТ. Однако при заданном размахе КИН скорость РУТ при низкой температуре превышает скорость при нормальной температуре лишь тогда, когда скольный механизм РУТ становится доминирующим; в изломе скольные участки занимают более 50—60 % площади (см. рис. 6.14).

Усталостные бороздки как типично вязкий рельеф присутствуют в изломе, полученном при комнатной температуре испытаний практически в пределах всей КДУР (рис. 6.15). Однако они обычно устраняются в

низкотемпературной высокоамплитудной области, соответствующей сдвигу КДУР влево в сравнении с комнатной температурой испытаний (см. рис. 6.13).

Неоднозначный характер влияния температуры на кинетику РУТ в хладноломких металлах наглядно иллюстрируется зависимостью скорости РУТ $v$ от температуры при различных постоянных значениях размаха КИН (рис. 6.16). Чувствительность скорости РУТ к ХВП наблюдается только в средне- и высокоамплитудной областях КДУР. В припороговой

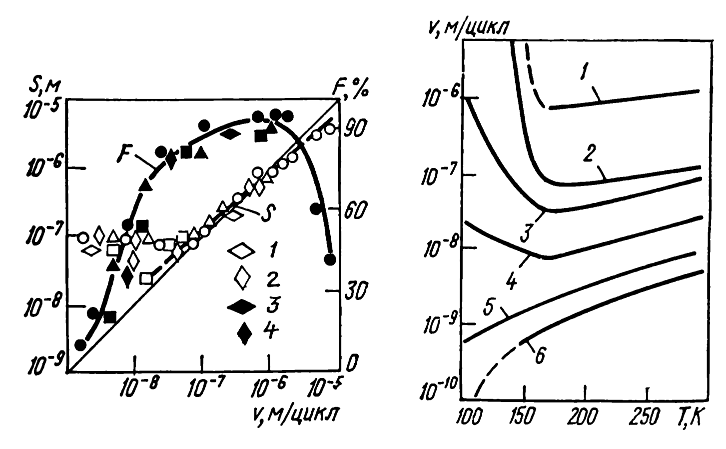



Рис. 6.15. Сопоставление расстояния между усталостными бороздками $S$ и скорости роста трещины $v$ в стали 08кп при температурах испытания 293 К (○), 263 К (△), 233 К (□), 203 К (*2, 4*), 173 К (*1, 3*), а также процентное содержание в изломе $F$ участков, занимаемых усталостными бороздками (зачерненные символы для соответствующих температур испытания).

Рис. 6.16. Температурные зависимости скорости РУТ в стали 08кп при фиксируемых уровнях размаха КИН:

*1* — $\Delta K=52$ МПа·$\sqrt{м}$; *2* — $\Delta K=33$ МПа·$\sqrt{м}$; *3* — $\Delta K=30$ МПа·$\sqrt{м}$; *4* — $\Delta K=22$ МПа·$\sqrt{м}$; *5* — $\Delta K=16$ МПа·$\sqrt{м}$; *6* — $\Delta K=14$ МПа·$\sqrt{м}$.

области скорость РУТ с понижением температуры монотонно уменьшается и нечувствительна к ХВП. Это также согласуется с результатами микрофрактографических наблюдений, которые показывают, что повышение скорости РУТ при средних и высоких размахах КИН и температуре ниже 173 К происходит только при превышении 50 % скола в изломе (рис. 6.17). Исходя из изложенного выше, влияние температуры испытаний на ЦТ сталей нельзя определять на основании анализа кинетики лишь в припороговой области, как это сделано в работе [41]. Аналогичный неправомерный вывод об отсутствии ХВП в низколегированной стали может быть сделан при исследовании ее в каком-то узком диапазоне температур. Так, ограничив температуру усталостных испытаний 173 К, авторы работы [42] приходят к выводу, что для низколегированной стали понижение температуры обусловливает уменьшение скорости распространения трещины. В то же время данные опытов при статическом нагружении показывают, что при 123 К исследуемый материал имеет вязкохрупкий переход. Следовательно, в случае более низких температур усталостных испыта-

ний (ниже 123 К) они получили бы совершенно иную температурную зависимость кинетики РУТ.

Таким образом, скорость РУТ при низких температурах выше ХВП остается всегда меньшей, чем при нормальной температуре. Это различие в скорости с увеличением уровня размаха КИН все время уменьшается и при высоких скоростях РУТ ($v > 10^{-6}$ м/цикл) практически исчезает (см. рис. 6.16). Тогда относительное расположение КДУР будет иметь вид такой, как на рис. 6.18.

Описанные выше закономерности нашли свое полное подтверждение в последующих исследованиях, проведенных на других сталях [43, 44]. Кроме того, изменение величины зерна в пределах 10—123 мкм в низколегированной стали не приводит к качественным изменениям влияния

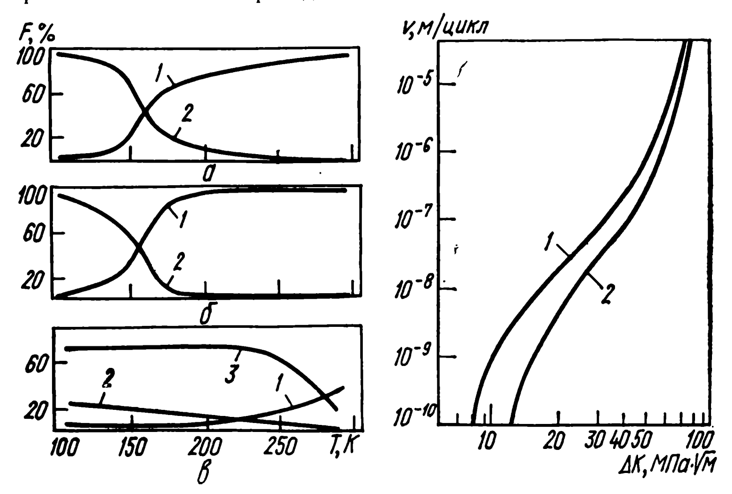



Рис. 6.17. Процентное содержание $F$ в усталостных изломах образцов стали 08кп областей, заполненных различными видами микрорельефа — бороздки (*1*), скол (*2*), строчечность (*3*), в зависимости от температуры испытания при фиксированных уровнях размаха КИН:

*а* — $\Delta K$=33 МПа·$\sqrt{м}$; *б* — $\Delta K$=30 МПа·$\sqrt{м}$; *в* — $\Delta K$=16 МПа·$\sqrt{м}$ (другие нехарактерные виды рельефа занимают области, дополняющие указанные выше до 100 %).

Рис. 6.18. КДУР стали 08кп при различных температурах испытания: *1* — $T$=293 К; *2* — $T$=173 К (выше ХВП).

низкой температуры на РУТ, увеличение размера зерна вызывает рост порога усталости как при нормальной, так и при низкой температуре испытания [44].

*Нехладноломкие металлы и сплавы.* Большинство алюминиевых и титановых сплавов, высоколегированных аустенитных сталей не склонны к охрупчиванию при низких температурах. Для этих материалов скорость РУТ с понижением температуры всегда уменьшается [45—47], в результате низкотемпературная КДУР сдвигается вправо в область более низких скоростей РУТ (рис. 6.19), подобно тому как у углеродистых и низколегированных сталей при температурах выше ХВП. Во всем температурном диапазоне с понижением температуры происходит монотонное падение скорости РУТ, причем тем интенсивнее, чем ниже уровень размаха КИН, что обусловливает заметное (в 1,5—2 раза) повышение порога усталости [44,

45]. Увеличение порога усталости при низкой температуре тем больше, чем выше уровень прочности материала. В алюминиевых сплавах увеличение последнего достигается путем выбора режима старения, обеспечивающего связь упрочняющей фазы и матрицы [47]. Для рассматриваемых сплавов понижение температуры во всем диапазоне размаха КИН не приводит к существенному изменению микромеханизма РУТ [46].

*Метастабильные сплавы, подверженные низкотемпературным фазовым превращениям.* Многие экономно легированные никелем стали с исходной аустенитной структурой не обнаруживают фрактографически при комнатных температурах испытаний типичного ХВП. Первоначальное понижение температуры для таких материалов приводит к росту пределов текучести и прочности, а также к некоторому снижению характеристик пластичности и ударной вязкости, которые все же остаются достаточно высокими во всем диапазоне температур. Однако при циклической деформации особенно в условиях низких температур, в этих сталях наблюдается фазовое превращение, которое может проходить по схеме аустенит → α-мартенсит или аустенит → ε-мартенсит → α-мартенсит [48, 49].

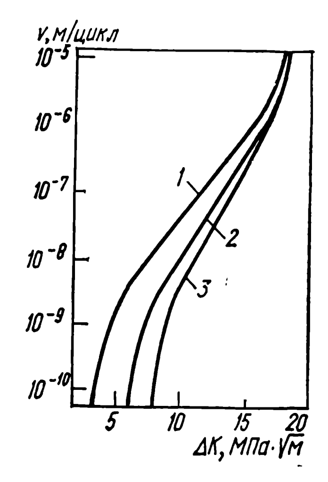



Рис. 6.19. КДУР алюминиевого сплава Д16Т при температурах 293 К (*1*), 203 (*2*) и 113 К (*3*).

Для таких материалов КДУР, полученные при комнатной и низкой температурах, располагаются так же, как и для хладноломких материалов (рис. 6.20, *а*), хотя температурное изменение порога усталости и критического КИН заметно меньше. В высокоамплитудной области при заданном уровне размаха КИН скорость РУТ монотонно увеличивается во всем диапазоне температур [48]. По вышение скорости РУТ с понижением температуры при бóльших размахах КИН сопровождается появлением в изломе значительного количества (40—50 %) участков межзеренного разрушения [48]. При стабилизации исходного аустенита путем дополнительного легирования никелем устраняется отрицательное влияние низкой температуры при высоких уровнях размаха КИН (рис. 6.20, *б*), подавляется межзеренное развитие трещины и в изломе доминируют участки с усталостными бороздками [50]. Эти закономерности наблюдались для хромомарганцевых сталей с повышенным содержанием азота. Для умереннолегированных хромомарганцевых сталей нестабильность исходного аустенита не вызывает ускорения РУТ при низких температурах, несмотря на то что фазовое превращение аустенит → α-мартенсит здесь проходит практически до конца [51]. На основании исследований тонкой структуры и микромеханизма РУТ в этих материалах установлена определяющая роль зернограничных выделений и процессов, происходящих в приграничных областях. Это значит, что для повышения низкотемпературной ЦТ таких сталей необходимо либо устранять факторы, ведущие к охрупчиванию границы зерен, либо увеличивать стабильность исходного аустенита, пос-

кольку в материалах с ГЦК решеткой роль границ зерен существенно уменьшается [51].

*Сварные соединения.* Процесс сварки вносит изменения в структуру и механические свойства исходного материала. Поэтому при оценке ЦТ сварных соединений необходимо считаться с остаточными сварочными напряжениями, литой структурой металла шва и его дефектностью (поры, непровары), вторичными выделениями и укрупнением зерна в зоне термического влияния и т. д. Характер низкотемпературных КДУР для зоны термического влияния практически подобен описанному выше для

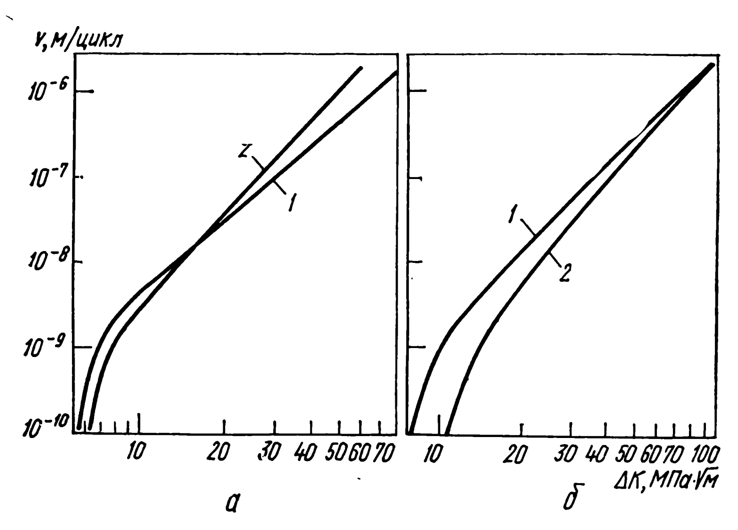



Рис. 6.20. КДУР стали 03Х13АГ19 (*а*) [46] и 07Х13Н4АГ20 (*б*) при температурах 293 К (*1*) и 113 К (*2*).

основного металла [49, 51]. Лишь порог усталости зоны термического влияния и металла шва снижается по сравнению с основным металлом как при нормальной, так и при низкой температуре. Однако в металле шва скорость РУТ при низкой температуре может быть выше, чем при нормальной, практически во всем диапазоне размаха КИН (рис. 6.21), чего не наблюдается у других материалов. Такие КДУР получены для металлов сварного шва с нестабильным аустенитом [49]. На поверхности изломов были отмечены участки межзеренного разрушения, низкоэнергоемкий ямочный рельеф, полученный при РУТ по скоплениям шлаковых включений, и другие микрофрактографические особенности, обусловленные литой структурой металла шва. Соответствующим выбором сварочной проволоки, при использовании которой стабильность исходного аустенита металла шва повышается, можно увеличить его низкотемпературную ЦТ до уровня трещиностойкости при нормальной температуре или выше его [51].

Поскольку отрицательное влияние низкой температуры наблюдается только при высоких скоростях РУТ, то при анализе закономерностей разрушения удобно использовать коэффициент

$$\beta_f = (K_{10-6})^{T}/(K_{10-6})^{293}, \tag{6.18}$$

где $K_{10^{-6}}$ — значение КИН при скорости РУТ $v = 10^{-6}$ м/цикл для нормальной (293 К) и низкой ($T$ К) температур испытаний. Таким образом, при $\beta_f = 1$ температурный эффект отсутствует, при $\beta_f < 1$ — низкотемпературная ЦТ уменьшается, при $\beta_f > 1$ — увеличивается. Представленная на рис. 6.22 зависимость коэффициента $\beta_f = (K_{10^{-6}})^{113\ К}/(K_{10^{-6}})^{293\ К}$ для сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых сталей [51] показывает, что даже при значительных зернограничных выделениях

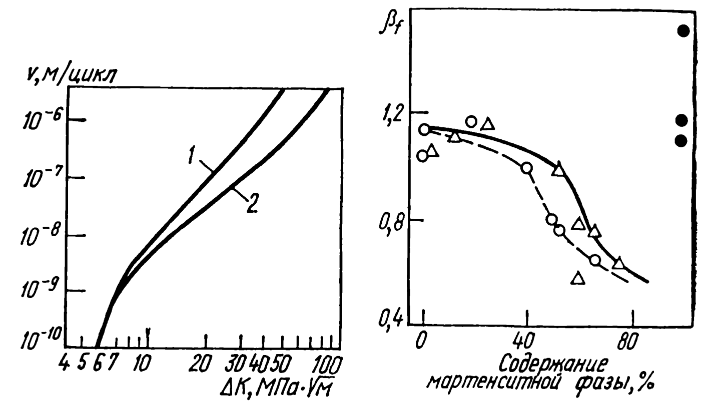



Рис. 6.21. КДУР металла шва сварного соединения стали 03Х13АГ19 (св-07Х13АГ19) при температурах 113 К (*1*) и 293 К (*2*).

Рис. 6. 22. Зависимость температурного соотношения ЦТ различных зон сварных соединений хромомарганцевых (О, Δ) и хромоникельмолибденовой (●) сталей от фазового состава:

О, ● — α-мартенсит; Δ — суммарное количество ε- и α-мартенсита.

материал имеет удовлетворительные характеристики низкотемпературной ЦТ, если ее фазовая нестабильность не превышает 50 %. Это указывает на перспективность применения двухфазных аустенитно-мартенситных структур.

**Факторы, определяющие температурную зависимость роста усталостных трещин.** Изменение скорости РУТ при понижении температуры может быть обусловлено двумя причинами. Первая касается изменения механических свойств материала, в первую очередь повышения сопротивления текучести и уменьшения скорости циклического упрочнения. Вторая имеет внешний характер, касается изменения ЗТ и воздействия окружающей среды. В инертных средах и вакууме воздействие низкой температуры на кинетику усталостного разрушения такое же, как в воздушной среде, особенно в припороговой области [52]; в высокоамплитудной области влияние среды в основном ослабевает.

Эффект ЗТ при низких температурах изучен пока недостаточно. С понижением температуры он ослабевает, так как размер ПЗ, оксидообразование и шероховатость излома (т. е. основные факторы, определяющие ЗТ) в большинстве случаев уменьшаются.

Для железа и его сплавов эффект ЗТ, который можно оценить по отношению $\Delta K_{th}/\Delta K_{th\ eff}$, при температурах 123 и 300 К практически одинаков, а для сплава железа с 4 % Si при температуре 123 К он

заметно меньше, чем при 300 К [53]. Поэтому в последнем случае и температурное увеличение значения $\Delta K^{123\,К}_{th\,eff}/\Delta K^{300\,К}_{th\,eff}$ существенно больше (табл. 6.1).

Подобная тенденция* наблюдается для алюминиевого сплава Д16Т (рис. 6.23), где коэффициент открытия усталостной трещины $U = \Delta K_{eff}/\Delta K$ не зависит от температуры испытания. Следовательно, здесь также эффект ЗТ с понижением температуры ослабевает: значения коэффициента $U$ для низкотемпературной КДУР будут выше, так как КДУР лежит в области больших размахов КИН по сравнению с диаграммой при нормальной температуре (см. рис. 6.19).

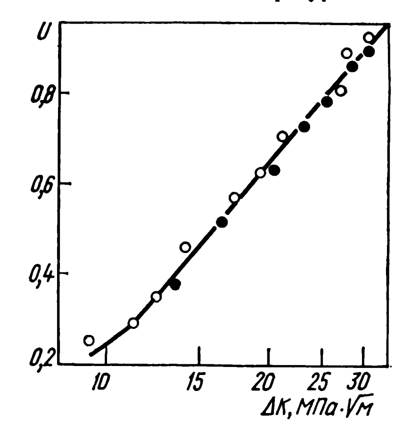



Рис. 6.23. Изменение коэффициента открытия усталостной трещины $U$ в алюминиевом сплаве Д16Т в зависимости от уровня размаха КИН при температурах 293 К (○) и 77 К (●).

Таким образом, кинетика низкотемпературного усталостного разрушения должна зависеть в основном от температурного изменения механических свойств материалов. Для аналитического описания этого процесса разработан подход, основанный на кинетической теории Екобори и связанный с представлением о динамике дислокаций [54],

$$v = B \exp\left[-\frac{u_0 - a \ln(\Delta K)}{kT}\right], \qquad (6.19)$$

где $v$ — скорость РУТ; $B$ и $a$ — постоянные материала; $u_0$ — энергия активации процесса; $k$ — постоянная Больцмана. Если ввести обозначения

$$C = B \exp\left[-\frac{u_0}{kT}\right], \quad n = \frac{a}{kT}, \qquad (6.20)$$

то уравнение (6.19) преобразуется в привычную формулу Пэриса $v = C(\Delta K)^n$, параметры $C$ и $n$ которой будут теперь определенными функциями температуры. Поэтому уравнение может быть использовано только для среднеамплитудной области КДУР [55].

Применимость этого уравнения проверена на углеродистых сталях [56] и алюминиевых сплавах [55]. Показано, что уравнение (6.19) хорошо описывает температурно-амплитудную зависимость скорости РУТ при реализации вязких микромеханизмов ее роста. Параметры уравнения $u_0$, $b$, $a$ чувствительны к изменениям структуры материала после термообработки [55]. Однако кинетическое уравнение неприменимо при температурах ниже температуры ХВП, когда трещина развивается по механизму внутризеренного скола, поскольку величина энергии активации теряет

* Данные получены О. П. Осташем, В. Т. Жмур-Клименко, Е. М. Костыком.

свой физический смысл [56]. Подобная ситуация будет наблюдаться для материалов с фазовой нестабильностью, когда при высоких размахах КИН происходит межзеренное разрушение и скорость РУТ с понижением температуры не уменьшается (как это следует из уравнения (6.19)), а увеличивается (см. рис. 6.21, *а*).

В дальнейшем, развивая кинетическую модель Екобори, получим уравнение

$$v \sim \Delta K^{4\beta^*(\beta m+1)/\beta(1+m)}, \qquad (6.21)$$

параметры которого определяются путем специальных низкотемпературных испытаний: $m$ — коэффициент деформационного упрочнения; $\beta^*$, $\beta$ — коэффициенты чувствительности к скорости деформации [56].

Таблица 6.1. **Температурное изменение номинальных и эффективных порогов усталости железа и его сплавов**

| Материал | Температура испытаний, К | $\Delta K_{th}$ | $\Delta K_{th\ eff}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ | $\dfrac{\Delta K_{th}^{123\ K}}{\Delta K_{th}^{300\ K}}$ | $\dfrac{\Delta K_{th\ eff}^{123\ K}}{\Delta K_{th\ eff}^{300\ K}}$ | $\dfrac{\Delta K_{th}^{300\ K}}{\Delta K_{th\ eff}^{300\ K}}$ | $\dfrac{\Delta K_{th}^{123\ K}}{\Delta K_{th\ eff}^{123\ K}}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Железо | 300 | 9,0 | 6,5 | 1,78 | 1,75 | 1,38 | 1,40 |
| | 123 | 16,0 | 11,4 | | | | |
| Сплав железа с | | | | | | | |
| 1 % Si | 300 | 8,0 | 5,8 | 1,81 | 1,88 | 1,38 | 1,33 |
| | 123 | 14,5 | 10,9 | | | | |
| 2,5 % Si | 300 | 7,0 | 5,4 | 2,0 | 1,85 | 1,30 | 1,40 |
| | 123 | 14,0 | 10,0 | | | | |
| 4 % Si | 300 | 5,8 | 2,8 | 2,59 | 3,85 | 2,07 | 1,39 |
| | 123 | 15,0 | 10,8 | | | | |

К аналогичному результату приводит использование эмпирического уравнения [58]

$$v = A\,\frac{\Delta K^4}{\sigma_ц G W}, \qquad (6.22)$$

где $A$ — постоянная материала; $\sigma_ц$ — циклический предел текучести; $W$ — работа пластической деформации, затраченная на образование единицы поверхности усталостной трещины, которая увеличивается с понижением температуры [58]. Следовательно, известные аналитические зависимости предусматривают лишь уменьшение скорости РУТ с понижением температуры и не могут прогнозировать температурное изменение скорости РУТ в условиях низкотемпературного охрупчивания материалов.

**Основные типы смещения низкотемпературных кинетических диаграмм усталостного разрушения и их прогнозирование.** При низкотемпературных испытаниях на ЦТ конструкционных материалов и их сварных соединений наблюдаются три основных типа смещения КДУР [37, 39]: I тип — во всем диапазоне изменения размаха КИН (от $\Delta K_{th}$ до $K_{Ic}$) скорость РУТ при низкой температуре всегда ниже, чем при нормальной; II тип — при низких размахах КИН скорость РУТ с понижением температуры уменьшается, а при высоких, наоборот, увеличивается; III тип — скорость РУТ

при низкой температуре выше, чем при нормальной, практически во всем диапазоне размаха КИН (рис. 6.24). Тип смещения диаграммы не связан с типом кристаллической решетки металлов, а определяется их структурным состоянием, фазовым составом и температурой испытаний. При низких уровнях размаха КИН влияние низкой температуры во всех случаях положительное и приводит к повышению ЦТ. Отрицательное влияние низкой температуры может наблюдаться только при высоких и частично средних размахах КИН, когда РУТ проходит по механизму внутри- или межзеренного скола. Для конструкций, работающих в условиях низких температур, применимы только материалы, которым свойственны КДУР

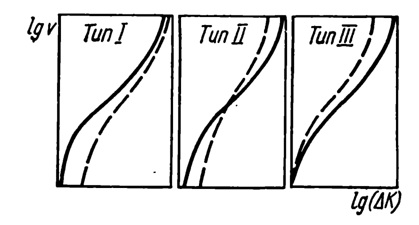



Рис. 6.24. Типы смещения низкотемпературных КДУР (сплошная линия — диаграмма при нормальной температуре, штриховая — при низкой температуре).

I типа (в температурном диапазоне эксплуатации). В этих случаях для расчета ресурса конструкций достаточно знать характеристики ЦТ при нормальной температуре. Низкотемпературные КДУР необходимы только при расчете ресурса с учетом низкотемпературного упрочнения.

ЦТ в припороговой области зависит от сопротивления текучести материала; в высокоамплитудной области проходят локальные акты разрушения, характерные для статического нагружения. Поэтому должна существовать корреляция температурного изменения характеристик ЦТ и механических свойств кратковременной прочности материалов.

При низкотемпературных испытаниях порог усталости увеличивается с ростом условного предела текучести как в номинальных ($\Delta K_{th}$), так и в эффективных ($\Delta K_{th\ eff}$) координатах [37, 53, 60]. Большинство результатов, полученных на воздухе при нормальной температуре, укладывается в полосу, описывающую обратно пропорциональную (близкую к гиперболической) зависимость между порогом усталости $\Delta K_{th}$ и условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$. В эффективных координатах эта зависимость иная: эффективный порог усталости $\Delta K_{th\ eff}$ слабо возрастает при увеличении условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ [61]. Различие данных при нормальной и низкой температурах объясняется, по-видимому, некорректностью такого сопоставления. Увеличение условного предела текучести при нормальной температуре достигалось варьированием химического состава и режимов термообработки материалов, что приводило к изменению структурного фактора (природы, размеров, формы и распределения элементов структуры). Здесь необходимо учитывать также влияние среды. При низкой температуре ее активность существенно уменьшается, а при нормальной она влияет все ощутимее по мере роста уровня прочности материала (хотя эффект ЗТ для высокопрочных материалов на воздухе не наблюдается).

В высокоамплитудной области между ЦТ, критическим КИН при циклическом нагружении $K_{fc}$ и условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ однозначной зависимости нет. Сопоставление температурного изменения критического КИН при циклическом нагружении $K_{fc}$ и вязкости разрушения $K_{Ic}$ показало [42, 43, 62], что при низких температурах уровень циклической вязкости разрушения заметно ниже, чем статической (рис. 6.25),

Такую разницу в работе [43] объясняют циклическим разупрочнением материала. Алюминиевые сплавы в условиях низких температур всегда циклически упрочняются, хотя при нормальной температуре они могут и разупрочняться [58]. В то же время для алюминиевого сплава при низких температурах получены значения $K_{fc}$ ниже, чем $K_{Ic}$ [62]. При одинаковых уровне максимальной нагрузки и длине трещины размер ПЗ у ее вершины при статическом нагружении всегда больше, чем при циклическом; отмечаются также различия в микромеханизме разрушения [62]. Таким образом, при усталостных испытаниях более четко фиксируется понижение сопротивления материалов РУТ в условиях низких температур, чем при статических испытаниях.

Тип смещения КДУР (см. рис. 6.24) обусловлен главным образом характером температурного изменения ЦТ в высокоамплитудной области. Поэтому о влиянии температуры на ЦТ можно судить по коэффициенту $\beta_f$ (см. уравнение (6.18)). При скоростях РУТ $v \sim 10^{-6}$ м/цикл в металле

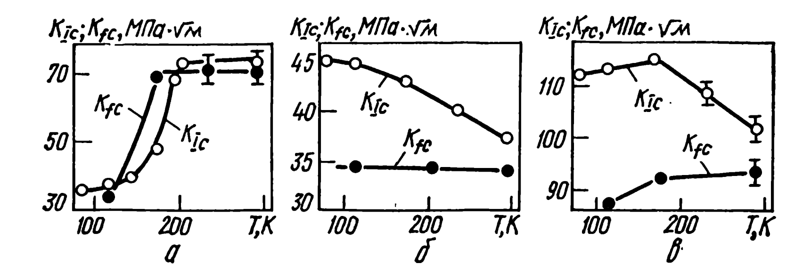



Рис. 6.25. Температурное изменение вязкости разрушения материалов, определенной при статическом ($K_{Ic}$) и циклическом ($K_{fc}$) нагружениях: *а* — сталь 08кп; *б* — алюминиевый сплав Д16АТ; *в* — сталь 03Х13АГ19 (вертикальные черточки означают некорректные значения определяемых величин).

достаточно полно реализуются скольные механизмы разрушения, если для таковых созданы предпосылки в зоне предразрушения. С другой стороны, такие скорости РУТ еще соответствуют условиям плоской деформации в вершине трещины (или близким к ним), о чем свидетельствует обычно получаемый при этом прямой излом [38]. При I типе КДУР $\beta_f \geqslant 1$, а для II и III типов $\beta_f < 1$. Для материалов с ХВП значение коэффициента $\beta_f$ можно прогнозировать по температурному изменению стандарных характеристик пластичности, а также ударной вязкости [37, 63]. Однако этот метод неприемлем для материалов, в которых нет выраженного ХВП (криогенные стали и сплавы). Например, для стали 03Х13АГ19 ударная вязкость при температуре 77 К выше, чем для стали 07Х13Н4АГ20, однако в первом случае $\beta_f < 1$, а во втором — $\beta_f > 1$ [60]. Более универсально прогнозирование типа смещения низкотемпературных КДУР по температурному изменению характеристик прочности $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ [37, 60]. Для различных классов материалов и их сварных соединений (при изучении свойств зон сварных соединений испытания проводили на микрообразцах) при $\beta_f \geqslant 1$ кривые температурных зависимостей $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ с понижением температуры расходятся либо эквидистантны; при $\beta_f < 1$ они сближаются (рис. 6.26). Относительное температурное изменение предела текучести и прочности характеризуется коэффициентом $\alpha_f$, который определяется

при заданной температуре $T$ выражением

$$\alpha_f = \left[ \left( \frac{\partial \sigma_в}{\partial T} \right) / \left( \frac{\partial \sigma_{0,2}}{\partial T} \right) \right]_T. \qquad (6.23)$$

Отсюда следует, что при $\alpha_f < 1$ $\beta_f < 1$; $\alpha_f \geqslant 1$ соответствует $\beta_f \geqslant 1$. Здесь существует связь с температурным изменением циклического коэффициента деформационного упрочнения материалов и скоростью их циклического упрочнения при понижении температуры.

**Критерий склонности материалов к низкотемпературному охрупчиванию и учет низкотемпературного упрочнения** материалов Уменьшение

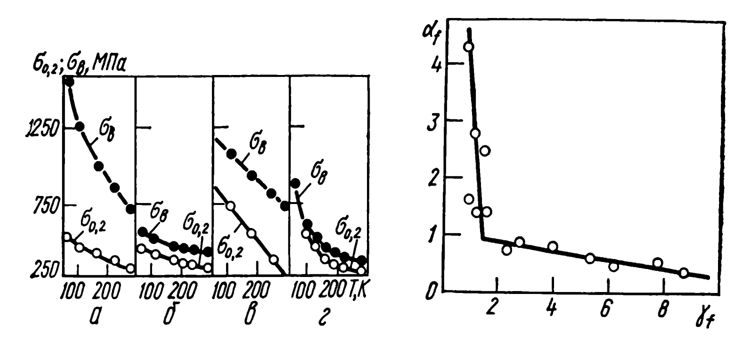



Рис. 6.26. Температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$ для стали 12Х18Н10Т (*а*), алюминиевого сплава Д16Т (*б*), металла шва сварного соединения стали 03Х13АГ19 (св-07Х13АГ19) (*в*) и стали 08кп (*г*):

*а* — $\beta_{113\ К} > 1$, $\alpha_{113\ К} > 1$; *б* — $\beta_{113\ К} > 1$, $\alpha_{113\ К} = 1$; *в*, *г* — $\beta_{113\ К} < 1$; $\alpha_{113\ К} < 1$.

Рис. 6.27. Зависимость между температурными коэффициентами характеристик статической прочности $\alpha_f$ и раскрытия вершины усталостной трещины $\gamma_f$.

ЦТ при понижении температуры испытаний связано с реализацией скольных механизмов разрушения. При наличии локальных актов хрупкого разрушения в первую очередь должно уменьшаться раскрытие вершины трещины $\delta$ [37, 60]. Раскрытие вершины усталостной трещины $\delta_{10^{-6}}$ при скорости РУТ $v = 10^{-6}$ м/цикл более чувствительно к выявлению хрупкости в материале, чем традиционные характеристики. Для многих конструкционных материалов (углеродистых и нержавеющих сталей и их сварных соединений, алюминиевых и титановых сплавов), характеризующихся различной склонностью к низкотемпературному охрупчиванию, значение

$$\delta_{10^{-6}} = (K_{10^{-6}})^2 / E\sigma_{0,2}, \qquad (6.24)$$

где $K_{10^{-6}}$ — размах КИН, при $v = 10^{-6}$ м/цикл при температуре испытаний 113 К изменяется в широких пределах (0,003—0,11 мм). Однако температурные изменения раскрытия трещины для каждого конкретного

материала

$$\gamma_f = (\delta_{10^{-6}})^{293\ K}/(\delta_{10^{-6}})^{113\ K} \qquad (6.25)$$

существенно реагируют на появление хрупкости в материале, а между коэффициентами $\alpha_f$ и $\gamma_f$ наблюдается корреляционная связь, которая графически представляется в виде двух прямых отрезков, пересекающихся при значении $\alpha_f = 1$ и $\gamma_f = 1{,}5$ (рис. 6.27). Уменьшение раскрытия усталостной трещины (при скорости РУТ $v = 10^{-6}$ м/цикл) на 50 % свидетельствует о появлении в материале локальных актов хрупкого разрушения. Отсюда критерий хрупкости можно представить в виде $\gamma_f < 1{,}5$.

В последнее время все чаще выдвигаются предложения о целесообразности использования низкотемпературного упрочнения материалов [64, 65] и расчета допускаемых напряжений по зависимости

$$[\sigma] = \min [\sigma_т^{раб}/n_т;\ \ \sigma_в^{раб}/n_в], \qquad (6.26)$$

где $\sigma_т^{раб}$ и $\sigma_в^{раб}$ — пределы текучести и прочности материала при температуре эксплуатации; $n_т$ и $n_в$ — коэффициенты запаса прочности для пределов текучести и прочности соответственно. Трудности в реализации этого подхода связаны с тем, что коэффициенты $n_т$ и $n_в$ зависят от степени снижения конструктивной прочности по сравнению с технической (определяемой при испытании лабораторных образцов), а это снижение во всем диапазоне низких температур более существенно, чем при нормальных условиях [64].

Рассматривая конструктивную прочность материалов, необходимо определить не только влияние отдельных факторов, но и их совместное действие. Это достигается с использованием результатов испытаний сварных соединений с концентраторами напряжений на разрыв, а также данных испытаний сварных образцов с концентраторами напряжений при циклических нагрузках [64]. Весьма перспективны в этом плане критерии, основанные на характеристиках ЦТ материалов и их сварных соединений. К тому же подходы механики разрушения дают возможность применять результаты, полученные на лабораторных образцах, для элементов конструкций.

Соотношение для вычисления раскрытия трещины $\delta_{10^{-6}}$ включает параметр ЦТ $K_{10^{-6}}$ и прочностной параметр $\sigma_{0,2}$. При $\gamma_f < 1{,}5$ материал не склонен к низкотемпературному охрупчиванию даже при наличии трещины в материале при циклических нагрузках. Приняв $\gamma_f = 1$, можно считать, что такое условие сохраняется с определенной долей запаса. Вследствие этого коэффициенты запаса прочности при нормальной и низкой температурах следует принять равными между собой: $n_т = n_т^T$. Тогда

$$\gamma_f = \frac{(K_{10^{-6}})^2 E^T \sigma_{0,2}^T}{(K_{10^{-6}}^T)^2 E \sigma_{0,2}} \qquad (6.27)$$

Учитывая, что

$$[\sigma_{0,2}] = \frac{\sigma_{0,2}}{n_т}, \quad [\sigma_{0,2}^f] = \frac{\sigma_{0,2}^T}{n_т^T}, \qquad (6.28)$$

при $n_т = n_т^T$ имеем

$$[\sigma_{0.2}^T] = [\sigma_{0,2}] \frac{E}{E^T} \beta_f^2. \qquad (6.29)$$

Следовательно, учет низкотемпературного упрочнения возможен способом корректировки определяемого при нормальной температуре допускаемого напряжения за счет величины $\beta_f^2 \frac{E}{E^T}$, где коэффициент $\beta_f$ оценивается в результате испытаний на ЦТ. В табл. 6.2 приведены отношения таких низкотемпературных значений допустимых напряжений к пределу текучести при комнатной температуре для некоторых материалов при двух значениях коэффициента запаса прочности: $n_т = 1{,}5$ и $n_т = 2$. Современные требования к криогенному оборудованию сводятся к установлению низкотемпературных допустимых напряжений на уровне $(0{,}8—0{,}9)\, \sigma_{0,2}^{293\,К}$ [66]. Приведенные в таблице значения находятся на уровне требуемых в инженерной практике, если $n_т = 1{,}5$. При расчете принимали $\gamma_f = 1$, хотя низкотемпературное охрупчивание не наблюдается при $\gamma_f < 1{,}5$. Поэтому при дальнейшем накоплении экспериментальных данных и соответствующей аргументации существует определенный резерв для повышения $[\sigma_{0,2}^{293\,К}]$, если $1 < \gamma < 1{,}5$.

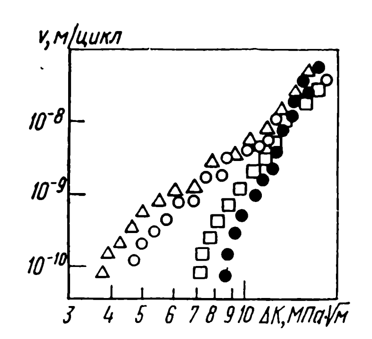
**Таблица 6.2. Отношения низкотемпературных значений допустимых напряжений к пределу текучести при нормальной температуре**

| Материал | Зона сварного соединения | $n_т$ | $[\sigma_{0,2}^{113\,К}]/\sigma_{0,2}^{293\,К}$ |
|---|---|---|---|
| 12Х18Н10Т | ОМ | 1,5 | 1,56 |
| | | 2,0 | 1,17 |
| | ЗТВ | 1,5 | 0,94 |
| | | 2,0 | 0,71 |
| | МШ | 1,5 | 0,84 |
| | | 2,0 | 0,63 |
| 07Х13Н4АГ20 | ОМ | 1,5 | 0,75 |
| | | 2,0 | 0,56 |
| Д16Т | ОМ | 1,5 | 0,91 |
| | | 2,0 | 0,68 |

Примечание ОМ — основной металл; ЗТВ — зона термического влияния; МШ— металл шва

Таким образом, скорость РУТ чувствительна к низкотемпературному охрупчиванию материалов и в ряде случаев позволяет более достоверно, чем традиционные подходы, выявить эту склонность. Вместе с тем существует ряд материалов, которые не охрупчиваются в условиях низких температур даже при наличии трещины в материале и цикличности нагрузки. Это можно обеспечить управлением их структурой и фазовым составом. Для таких материалов имеются реальные основания для использования их низкотемпературного упрочнения, при этом возможно повышение допускаемых напряжений в элементах конструкций.

**Рост усталостных трещин при повышенных температурах.** При анализе РУТ в металлах при повышенных температурах целесообразно рассматривать два температурных диапазона: первый — до 620—770 K, в котором допускается эксплуатация многих узлов оборудования, изготовленного обычно из низколегированных сталей; второй — выше 820 K, для которого используются жаропрочные высоколегированные стали и никелевые сплавы. До температуры 770 K как в низколегированных хромомолибденовых сталях, так и в специальных высоколегированных сталях и сплавах процессами ползучести при циклическом нагружении можно



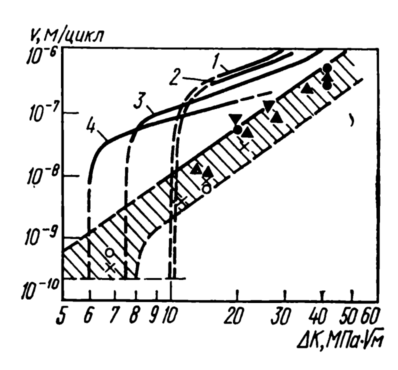




Рис. 6.28. Влияние температуры испытаний на РУТ в хромоникельмолибденовой стали: при $f = 60$ Гц и $R = 0{,}1$:

□ — $T = 297$ K; △ — $T = 422$ K; ○ — $T = 533$ K; ● — $T = 700$ K.

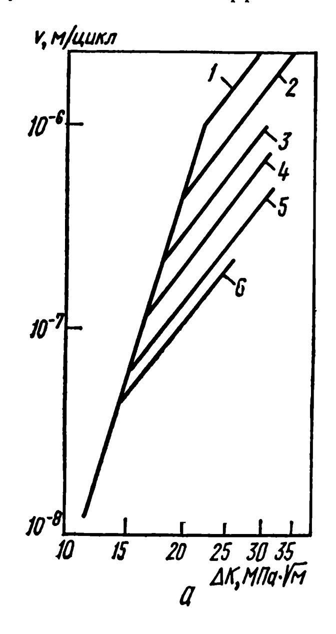
Рис. 6.29. КДУР хромоникельмолибденовой стали на воздухе (линии) и в вакуме (отдельные точки) при температуре 820 K и различных частотах нагружения:

*1*, ▼ — $f = 10^{-2}$ Гц; *2*, ● — $f = 10^{-1}$ Гц; *3*, ▲ — $f = 1$ Гц; *4*, × — $f = 10$ Гц (○ — комнатная температура).

пренебречь [67]. При более высоких температурах наряду с развитием ползучести резко усиливается склонность материалов к окислению и высокотемпературному коррозионному повреждению. Поэтому в таких условиях удовлетворительной работоспособностью обладают лишь жаропрочные высоколегированные стали и сплавы, а использование низколегированных сталей становится нецелесообразным.

Изменение скорости РУТ под действием повышенных температур неоднозначно и в значительной степени зависит от структуры материалов, диапазона температур, частоты нагружения и других факторов. Так, для низколегированных мелкозернистых сталей (рис. 6.28) в диапазоне температур 270—470 K порог усталости $\Delta K_{th}$ монотонно снижается с ростом температуры, в то время как в диапазоне 470—720 K — возрастает [68—70]. Такой характер влияния температуры испытаний на кинетику РУТ, по всей вероятности, связан с процессами динамического деформационного старения, характерного для низкоуглеродистых сталей. Вместе с тем для крупнозернистых сталей этого же класса во всем диапазоне температур 270—620 K порог усталости $\Delta K_{th}$ снижается. Вероятно [69, 70], что одной из основных причин специфики припорогового РУТ в конструкционных материалах при повышенных температурах является изменение уровня и механизмов ЗТ. Этот вопрос более подробно освещен в гл. 8.

В диапазоне скоростей РУТ, соответствующих среднеамплитудному участку КДУР, повышение температуры испытаний низколегированных сталей до 620—720 К не оказывает ощутимого влияния на кинетику РУТ [68—70], если частота нагружения не ниже 5—10 Гц (см. рис. 6.28). При более высоких температурах (выше 820 К) РУТ несколько ускоряется даже при этих частотах нагружения. Уменьшение частоты при сохранении неизменной формы циклов нагружения значительно увеличивает скорость РУТ — этот эффект наблюдается в низко- и высоколегированных



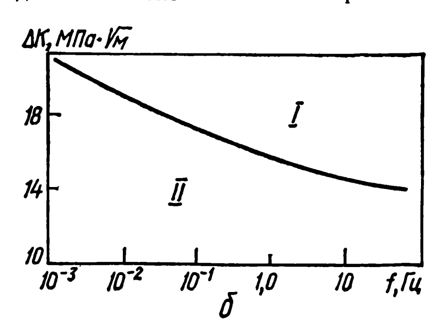




Рис. 6.30. Влияние частоты на сопротивление РУТ (*а*), а также области частотно-зависимого (I) и частотно-независимого (II) РУТ (*б*) в стали типа 12Х18Н10Т при температуре 810 К:

*1* — $f=1{,}38\cdot10^{-3}$ Гц; *2* — $f=0{,}0067$ Гц; *3* — $f=0{,}067$ Гц; *4* — $f=0{,}67$ Гц; *5* — $f=6{,}7$ Гц; *6* — $f=67$ Гц.

[71, 72] сталях, а также в никелевых сплавах [73] (рис. 6.29). Снижение частоты нагружения расширяет диапазон скоростей РУТ, в пределах которого сказывается влияние повышенной температуры на кинетику усталостного разрушения. Это наглядно иллюстрируется результатами исследований влияния частоты нагружения на скорость РУТ при 811 К в стали 12Х18Н10Т (рис. 6.30) [72].

Роль частоты нагружения в изменении кинетики РУТ при повышенных температурах во многом проясняется, если рассмотреть результаты аналогичных экспериментов в вакууме и инертных газах. Для хромомолибденванадиевой стали различия в скорости РУТ при температуре 820 К, вызванные снижением частоты нагружения, нивелируются при проведении испытаний в вакууме [74]. В этом случае снижение частоты нагружения на три порядка практически не сказывается на скорости РУТ которая одинакова при комнатной температуре на воздухе и в вакууме при температуре 820 К (см. рис. 6.29). Таким образом, наличие окислительной атмосферы (в частности, воздуха) — одна из главных причин ускорения РУТ при температурах до 820 К.

Нагрев до более высоких температур активирует развитие процессов ползучести, влияние которых на кинетику РУТ усиливается с ростом температуры. Так, даже при высокой частоте нагружения в отсутствие окис-

лительной среды (испытания в аргоне) рост температуры с 850 до 1000 К приводит к повышению скорости РУТ (рис. 6.31, *а*) [75] в никелевом сплаве астералой. Дополнительным подтверждением усиления влияния процессов ползучести на скорость РУТ при этих температурах служит значительное ускорение РУТ в этом же сплаве при снижении частоты нагружения с 20 до 1 Гц при высокотемпературных (850 К) испытаниях в аргоне (рис. 6.31, *б*) или при нагружении с выдержкой в течение 120 с при максимальной нагрузке цикла нагружения (рис. 6.31, *в*).

Влияние формы цикла нагружения на кинетику РУТ при температурах выше 770—820 К можно рассматривать с точки зрения взаимосвязи

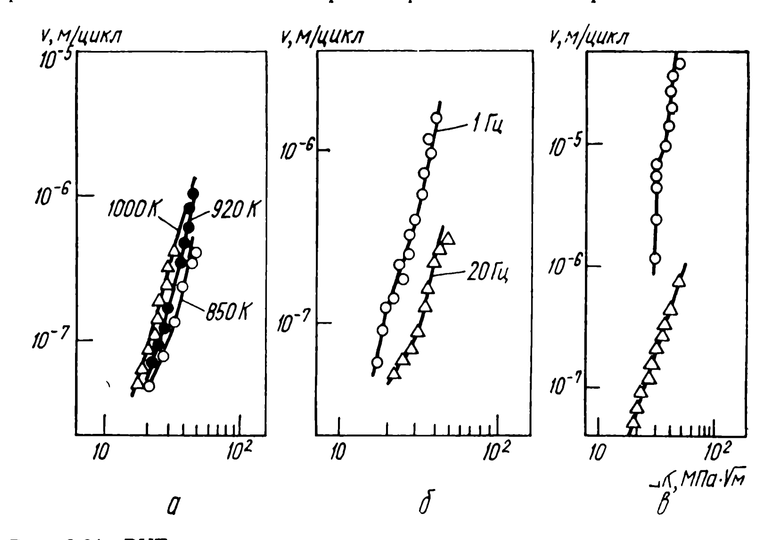



Рис. 6.31. РУТ при высоких температурах в никелевом сплаве астералой в аргоне при нагружении с частотой 20 Гц (*а*), 1 и 20 Гц, 850 К (*б*), а также при 20 Гц, 1000 К и периодической выдержке 120 с (О) на уровне максимальной нагрузки и без выдержки (△) (*в*).

формы цикла с процессами ползучести при циклическом нагружении. Правомерность этого подтверждают результаты обширных исследований влияния формы цикла нагружения на скорость РУТ в стали 12Х18Н10Т при высокотемпературных (840 К) испытаниях на воздухе. Максимальное влияние на кинетику РУТ оказывает длительность стадии повышения нагрузки в цикле нагружения [76]. Увеличение продолжительности этой части цикла нагружения повышает скорость РУТ независимо от частоты нагружения. Снижение частоты нагружения или увеличение длительности повышения нагрузки в цикле вызывает параллельно смещение линейных зависимостей скорости РУТ от размаха КИН. Из этого следует, что частота и форма цикла нагружения оказывают влияние лишь на значение коэффициента $C$, не сказываясь на коэффициенте $n$ уравнения Пэриса $v = C\,(\Delta K)^n$, описывающего кинетику РУТ в указанном диапазоне скоростей РУТ. Поэтому для скорости РУТ при высокой температуре можно записать

$$v = C\,(\Delta K)^n f^{\beta} \Delta_{\phi}^{\eta}, \qquad (6.30)$$

где $\beta$ и $\theta$ — коэффициенты; $\Delta_ф$ — коэффициент формы цикла. В частности, для стали 12Х18Н10Т получены значения $C = 3{,}74\cdot10^{-9}$; $n = 1{,}56$; $\beta = 0{,}11$; $\theta = 0{,}1$. Зависимость (6.30) носит универсальный характер и может быть использована для описания изменения скорости РУТ и при более высоких температурах — 870 и 970 К [76].

Повышение температуры изменяет микромеханизм РУТ. Фрактографический анализ показывает, что при РУТ с низкими скоростями (вблизи порога) повышение температуры уменьшает рельефность поверхности разрушения, что связывают с термической активацией дополнительных плоскостей и систем скольжения [77]. При скорости РУТ выше $10^{-8}$ м/цикл обычно трещины распространяются с образованием бороздок как при комнатных, так и при повышенных температурах. С понижением частоты нагружения при высокотемпературных испытаниях на воздухе (например, при 820 К для никелевых сплавов или 840 К для аустенитной стали 12Х18Н10Т и частотах нагружения ниже $5\cdot10^{-2}$ Гц [76]) начинает развиваться межзеренный РУТ, который интенсифицируется дальнейшим снижением частоты или увеличением длительности стадии повышения нагрузки в цикле напряжений. Наличие довольно широкого диапазона температур и частот нагружений, в пределах которого микромеханизм разрушения (усталостные бороздки) остается неизменным, дало повод сделать предположение, что в этом температурно-частотном диапазоне изменение скорости РУТ контролируется температурными зависимостями модуля упругости и предела текучести материалов [73]. Однако результаты испытаний в вакууме для этого же диапазона температур и частот нагружения ставят под сомнение этот вывод и свидетельствуют о преобладающем влиянии на РУТ окислительной атмосферы.

Появление межзеренного РУТ при снижении частоты нагружения или изменении формы цикла объясняется как процессами окисления, охрупчивающими материалы, так и развитием ползучести при высоких температурах. Дополнительный фактор, усиливающий склонность к межзеренному разрушению в никелевых сплавах,— изменение характера пластической деформации [76], в частности увеличение плотности дефектов упаковки, повышение негомогенности пластической деформации и появление двойников. С ростом температуры эти процессы интенсифицируются, обеспечивая в условиях низкочастотного нагружения переход к полностью межзеренному РУТ.

## 6.5. Влияние размера и геометрии образцов

Знание зависимости ЦТ от размеров образцов конструкционных материалов весьма важно с практической точки зрения, поскольку позволяет ответить на вопрос, насколько результаты лабораторных исследований, проведенных на образцах малых размеров, могут быть использованы при расчетах надежности и долговечности крупногабаритных конструкций. Среди геометрических факторов (толщина, высота, тип образца) основное влияние на показатели ЦТ сталей оказывает толщина образцов, поскольку она определяет напряженно-деформированное состояние материала у вершины трещины. В этой связи можно предположить, что максимальное влияние толщины образцов на кинетику РУТ следует ожидать при высоких скоростях их роста, когда уровни КИН приближаются к критическому значению $K_{fc}$ материала. Однако установлено, что толщина образцов может существенно сказываться на кинетике РУТ и при более низких скоростях, включая припороговые. Поскольку масштабный эффект припороговой ЦТ связан преимущественно с явлением ЗТ, детально этот вопрос будет освещен в гл. 8, а здесь основное внимание уделено влиянию масштабного фактора на РУТ со скоростями выше $10^{-8}$ м/цикл,

Данные о влиянии толщины образцов на РУТ весьма противоречивы: увеличение толщины образцов ускоряет [78, 79], замедляет [80—82] или оставляет неизменной [81, 82] скорость РУТ (табл. 6.3) Такие разногласия, по-видимому, обусловлены широким спектром исследуемых толщин материалов и уровней их прочности, а также различиями в условиях испытаний образцов. На рис. 6.32 представлены результаты, полученные при нагружении четырехточечным изгибом образцов из низкоуглеродистой отожженной стали (размер зерна $d = 28$ мкм) различной толщины ($t = 2 \div 48$ мм). В образцах толщиной свыше 13 мм скорость РУТ не зависит от толщины, однако заметно снижается при уменьшении толщины образцов с 13 до 2 мм. При испытаниях образцов этой же стали с односторонним надрезом, нагружаемых растяжением, картина становится противоположной — в тонких образцах (толщиной 1—2 мм) скорость РУТ выше, чем в толстых (20 мм) (рис. 6.33). Кроме того, скорость РУТ в толстых образцах (20 мм), нагружаемых растяжением, несколько выше, чем в образцах аналогичной толщины, нагружаемых изгибом. Существенно отличаются между собой по макростроению изломы образцов, нагружаемых изгибом

Таблица 6.3. **Влияние толщины образцов на РУТ в конструкционных сталях**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | Толщина, мм | $\Delta K$, МПа·$\sqrt{м}$ ($R = 0$) | | Литературный источник |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | при $v = 10^{-7}$ м/цикл | при $v = 10^{-6}$ м/цикл | |
| Сталь 0,048 С — 1,4 Ni — 0,36 Cr | | 1,5 | 27 | 59 | [84] |
| | 524 | 5,0 | 25 | 60 | |
| | 524 | 9,0 | 22 | 60 | |
| | 524 | 20,0 | 18 | 59 | |
| Сталь 0,07 С—0,33 Mn | ... | 25,4 | 27 | 60 | [82] |
| | ... | 50,8 | 27 | 60 | |
| Сталь 0,23 С — 0,45Mn — 0,15 Si | ... | 1,27 | 16 | 37 | [80] |
| | ... | 2,03 | 18 | 40 | |
| | ... | 10,16 | 20 | 50 | |
| Сталь 0,23 С — 1,35 Mn — 0,5 Ni — 0,5 Mo | 530 | 25,4 | 30 | 90 | [83] |
| | 530 | 50,8 | 29,5 | 80 | |
| | 530 | 76,2 | 29,8 | 75 | |
| | 530 | 101,6 | 30,8 | 64 | |
| Сталь 0,38 С— 0,85 Mn—0,93 Cr— 0,22 Mo | 1460 | 3,2 | 22 | ... | [79] |
| | 1460 | 1,3 | 29 | ... | |
| | 990 | 3,2 | 26 | ... | |
| | 990 | 1,3 | 29 | ... | |
| | 810 | 3,2 | 26 | ... | |
| | 810 | 1,3 | 29,5 | ... | |
| 15Х2НМФА | 583 | 25 | 32 | ... | [85] |
| | 583 | 150 | 28 | ... | |
| | 593 | 25 | 30 | ... | |
| | 593 | 150 | 35 | ... | |
| | 637 | 10 | 40 | ... | |
| | 637 | 25 | 40 | ... | |
| | 637 | 100 | 35 | ... | |

и растяжением. В первом случае независимо от толщины образцов РУТ происходит с образованием прямого излома, во втором (нагружение растяжением образцов толщиной 1—2 мм) формируется косой излом. Микрофрактографический анализ показал, что независимо от типа нагружения на плоских участках изломов доминирует бороздчатый микрорельеф. Повышение скорости РУТ интенсифицирует развитие вязкого ямочного механизма, свойственного РУТ при статическом нагружении. Увеличение площади областей ямочного разрушения в усталостном изломе отражает

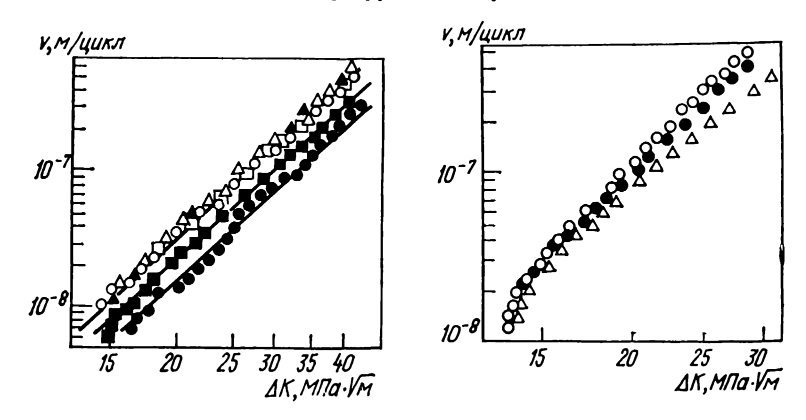



Рис. 6. 32. Влияние толщины образцов ($t$) на РУТ ($R$=0,95) низкоуглеродистой стали:

□ — $t$=48 мм; ▲ — $t$=20 мм; ○ — $t$=15 мм; △ — $t$=13 мм; ■ — $t$=5 мм; ● — $t$=2 мм [80].

Рис. 6.33. КДУР образцов различной толщины ($t$) из высокоазотистой стали с 0,07 % С ($R$=0,05):

○ — $t$=1 мм; ● — $t$=2 мм; △ — $t$=20 мм [80].

переход от плоскодеформированного к плосконапряженному состоянию материала у вершины трещины [80]. На КДУР для образцов, нагружаемых изгибом, независимо от их толщины, угол наклона, определяющий значения показателя $n$ в уравнении Пэриса, практически постоянен. Из этого сделан вывод [81, 82], что если трещина растет с образованием усталостных бороздок, изменение напряженно-деформированного состояния у ее вершины при изменении толщины образцов не влияет на сопротивление усталостному разрушению. При формировании косого излома (т. е. в образцах толщиной 1—2 мм, испытанных на растяжение) РУТ происходит как сдвигом, так и путем формирования плоских участков ямочного разрушения, т. е. в изломе присутствуют явные признаки плосконапряженного состояния материала, что находит отражение в скорости РУТ (см. рис. 6.33). При аналогичных испытаниях на растяжение отожженной низкоуглеродистой стали с крупным зерном ($d$ = 60 мкм) при скоростях выше $10^{-7}$ м/цикл в изломах образцов толщиной более 13 мм появляются участки транскристаллитного скола. Уменьшение толщины образцов до 5 мм и ниже значительно снижает возможность РУТ путем скола, а дальнейшее утончение образцов до 1—2 мм полностью его исключает. Появление фасеток скола в изломе сопровождается повышением скорости РУТ. Таким образом, существуют по крайней мере три фактора, способных повлиять на скорость РУТ при изменении геометрии образцов: напряженно-

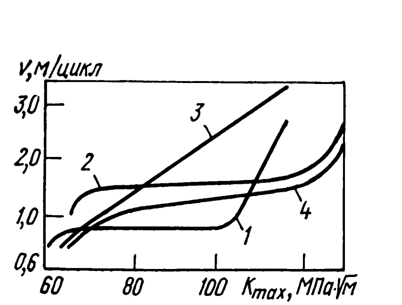
деформированное состояние материала у вершины трещины, его микроструктура, а также условия нагружения образцов.

При одинаковых номинальных уровнях размаха КИН снижение степени стеснения деформации материала у вершины трещины, т. е. переход от плоской деформации к плосконапряженному состоянию, при уменьшении толщины образцов увеличивает циклическое раскрытие трещины, что, казалось бы, должно повышать скорость РУТ [82]. Тем не менее во многих случаях этого не наблюдается; более того, скорость РУТ снижается [82]. Такое поведение может быть вызвано различиями между эффективным размахом КИН $\Delta K_{eff}$, действующим в вершине трещины, и номинальным размахом КИН $\Delta K$, прикладываемым к образцу. Причина этих различий — ЗТ, вызванное пластической деформацией материала ее берегов, которое усиливается по мере снижения толщины образцов и увеличения ширины губ среза на их боковых поверхностях [79].

Образование косого излома при РУТ достаточно убедительно свидетельствует о преобладании в образце плосконапряженного состояния. Однако переход от плоской деформации к плосконапряженному состоянию определяется не только толщиной образца и уровнем прикладываемой нагрузки, но и схемой нагружения, а также типом образца. При испытаниях на растяжение тонких образцов (т. е. в условиях плосконапряженного состояния) возможно появление антиплоской компоненты деформации (т. е. компоненты $K_{III}$), которая может значительно усиливаться при малейшем нарушении центровки тонких образцов [81, 82]. Такой вывод подтверждается тем, что использование специальных приспособлений, устраняющих этот дефект, позволяет в два раза повысить вязкость разрушения тонких алюминиевых листов и устранить косой излом образцов [82]. Появление косого излома при РУТ увеличивает ее скорость, поскольку для РУТ сдвигом необходимы меньшие напряжения, чем при ее распространении отрывом. И наконец, соотношение размеров образца и уровня нагрузки может быть таким, что усталостная трещина будет расти в условиях общей текучести образца. При этом скорость РУТ увеличивается с уменьшением толщины образцов, поскольку в условиях общей текучести предел текучести материала повышается с возрастанием толщины образцов [81]. Последнее значительно интенсифицирует пластическую деформацию более тонких образцов. Этот вывод подтверждается результатами измерений размеров зон пластической деформации в образцах толщиной 2 и 24 мм, нагружаемых до достижения в нетто-сечении образцов напряжений, составляющих (0,8—0,9) $\sigma_{0,2}$ материала. Величина напряжений общей текучести зависит не только от напряженно-деформированного состояния, существующего в материале, но и от длины трещины. Так, напряжение общей текучести при плосконапряженном состоянии изменяется до 15 %, а при деформации — до 35 % в зависимости от длины трещины [81].

При испытаниях материалов, имеющих явно выраженный ХВП, увеличение толщины образцов дает возможность реализовать при РУТ микромеханизмы разрушения, характерные для условий статического нагружения — внутри- и межзеренный сколы [21, 82]. Это связывают с ужесточением напряженно-деформированного состояния материала у вершины трещины, подобным тому, которое происходит при понижении температуры испытаний. Образование участков скола в усталостном изломе происходит за один цикл и вызывает скачкообразное увеличение длины трещины, что заметно повышает скорость ее распространения. Протяженность скачка усталостной трещины примерно соответствует размеру области усталостно-поврежденного материала у вершины трещины [21]. Появление скачков трещины сказывается на форме отдельных участков КДУР (рис. 6.34), обычно значительно видоизменяя ее в

высокоамплитудной области. Понижение температуры испытаний и переход от мягкого к жесткому режиму циклического нагружения, как правило, увеличивают число скачков трещины. В высокоамплитудной области КДУР имеет криволинейный вид, характерный для перехода от II участка к III, если скорость РУТ определялась с учетом скачкообразного развития (рис. 6.35). Если же при подсчете скорости РУТ учитывалась лишь зона стабильного подрастания трещины (между скачками), то кривая вырождается в прямую линию, продолжающую среднеамплитудный ее участок. Разрушение материала вне зон скачкообразного РУТ



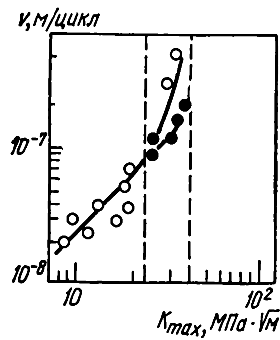




Рис. 6.34. Влияние толщины образцов на РУТ в сталях 75Х2МФА (*1*, *2*) и 15Х2НМФА (*3*, *4*) при температуре испытаний, превышающей температуру ХВП:

*1*, *3* — $t$=25 мм; *2*, *4* — $t$=150 мм.

Рис. 6.35. Высокоамплитудные участки КДУР (при температуре испытаний ниже температуры ХВП) образцов стали 15Х2НМФА толщиной 25 мм, включающие зоны РУТ скачками (○) и зоны между скачками трещины (●) [19].

происходит главным образом по механизму образования бороздок. Этот механизм доминирует и при разрушении тонких образцов, в которых скачков усталостной трещины не наблюдается. Таким образом, подтверждается тот факт, что в условиях стабильного РУТ толщина образца не влияет на скорость ее распространения.

Если изменение толщины образцов не оказывает ощутимого воздействия на напряженно-деформированное состояние материала у вершины трещины, различия в скорости РУТ в образцах, нагружаемых изгибом и растяжением (см. рис. 6.32 и 6.33), могут быть связаны с погрешностями при расчете размаха КИН образцов различной геометрии [82]. Так, даже если размер ПЗ равен 0,02 длины трещины, различия в значениях размаха КИН для указанных образцов составляют около 4 % и значительно повышаются при увеличении размаха КИН. К причинам, обусловливающим влияние формы образцов на кинетику РУТ, относятся возможные отличия в конфигурации зон пластической деформации в образцах, облегчение достижения состояния общей текучести в образцах на растяжение по сравнению с образцами на изгиб [82], а также зависимость условий ЗТ от геометрии образцов. Кажущаяся противоречивость накопленных к настоящему времени данных по вопросу влияния геометрии образцов на кинетику РУТ может быть устранена, если анализ получаемых результатов проводится комплексно с позиций как механики, так и физики процесса разрушения.

## 6.6. Особенности распространения коротких усталостных трещин

Большинство экспериментальных исследований РУТ проводится с использованием методик, предусматривающих испытания образцов с длинными сквозными трещинами. В реальных конструкциях неизбежным в первую очередь является рост дефектов малого размера, имеющих технологическое происхождение или зародившихся в процессе эксплуатации от конструктивных концентраторов напряжений. Поведение коротких и

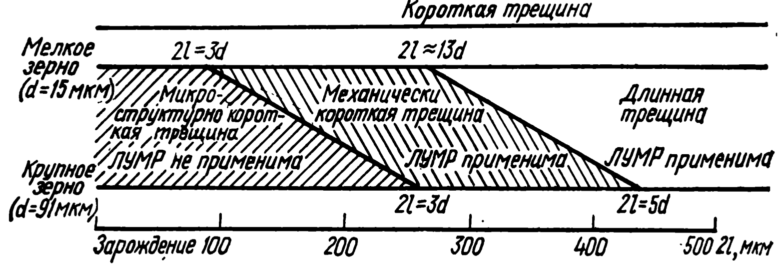



Рис. 6.36. Классификация коротких трещин усталости для хромомолибденовой стали с различным размером зерна $d$ (ЛУМР — линейно-упругая механика разрушения, $l$ — полудлина поверхностной трещины).

длинных усталостных трещин существенно отличается, особенно при их распространении в припороговой области — короткие трещины растут значительно быстрее длинных при одинаковых номинальных уровнях размаха КИН [85—87]. Поскольку стадия распространения короткой усталостнойв трещины следует непосредственно за стадией ее зарождения разделить их довольно сложно. Поэтому и понятие «короткая трещина» не имеет четкого определения. Здесь также отражаются и различия в подходе к проблеме коротких трещин со стороны инженеров-практиков и материаловедов-исследователей. Так, с инженерной точки зрения вполне правомерно распространить понятие короткой трещины на весь диапазон длин трещин, которые не могут быть зафиксированы с достаточной точностью имеющимися методами дефектоскопии. С точки зрения материаловедов длина короткой трещины не должна превышать размеров структурных составляющих материалов, а для металлофизиков — это минимальный размер трещины, образовавшейся в результате взаимодействия дислокаций. С позиций линейной механики усталостного разрушения к коротким трещинам должны быть отнесены дефекты, размеры которых не обеспечивают инвариантности скорости РУТ и размаха КИН ввиды невыполнения условий автомодельности зоны предразрушения. С этих позиций единым понятием «короткая трещина» объединяются следующие группы дефектов [88]:

1) трещины, длина которых соизмерима с размерами микроструктурных составляющих материалов, т. е. порядка размера зерна;

2) трещины, размеры которых сравнимы с размерами локальной ПЗ, т. е. малые трещины, проросшие в ПЗ от надреза, или трещины с размерами от $10^{-3}$ мм для высокопрочных до 0,1—1,0 мм для низкопрочных материалов;

3) трещины, короткие с инженерной гочки зрения (0,5—1,0 мм).

Пример использования указанных принципов классификации трещин при изучении поведения мелко- и крупнозернистой высокоотпущенной хромомолибденовой стали приведен на рис. 6.36 [89].

Изучение роста коротких усталостных трещин возможно при использовании как гладких образцов, так и образцов с предварительно образованной по специальной методике трещиной. В первом случае полированные образцы подвергаются циклическому нагружению прямо — в колонне растрового электронного микроскопа или какой-то оптической системы, позволяющей непосредственно наблюдать зарождение и начальные стадии роста коротких усталостных трещин. Для этих целей также используют метод реплик. Расчет КИН ведется по известным зависимостям для поверхностных полуэллиптических трещин. Во втором случае

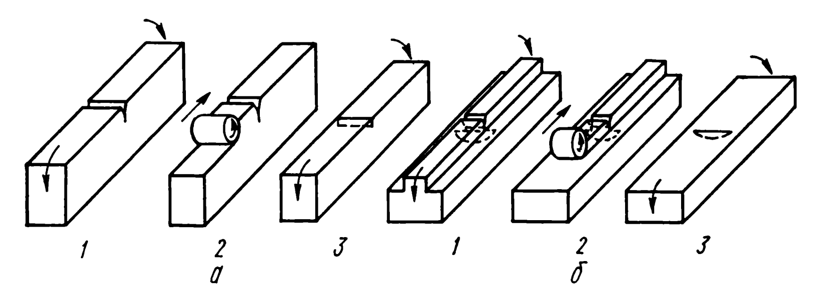



Рис. 6.37. Схемы препарирования образцов со сквозной краевой (*а*) и поверхностной полуэллиптической (*б*) короткими трещинами:

*1* — выполнение надреза и образование предварительной усталостной трещины; *2* — удаление части образца, включая надрез; *3* — испытание гладкого образца с короткой трещиной.

для получения образцов с предварительно выведенными короткими усталостными трещинами обычная процедура зарождения трещины от концентратора напряжений и ступенчатого снижения нагрузки не может быть рекомендована, поскольку для устранения влияния больших напряжений при зарождении на последующий рост трещины ее необходимо проращивать на значительную глубину. Поэтому наиболее распространенный способ получения образцов с короткой трещиной включает зарождение трещины от надреза, последующее ступенчатое снижение нагрузки для уменьшения скорости РУТ вплоть до пороговой и сошлифовку части образца со стороны надреза до получения гладкой поверхности с краевой трещиной заданной глубины [86]. Подобным образом можно получить не только сквозные короткие трещины (рис. 6.37, *а*), но и поверхностные полуэллиптические необходимой глубины (рис. 6.37, *б*). Формировать пороговые трещины у вершины надреза можно также по специальной методике нагружения зоны концентратора напряжений циклической сжимающей нагрузкой [90]. В этом случае зародившаяся трещина под действием остаточных растягивающих напряжений прорастает на небольшую глубину (от 0,1 до 2,0 мм в зависимости от уровня начальных сжимающих напряжений) с постоянно снижающейся скоростью, вплоть до пороговой.

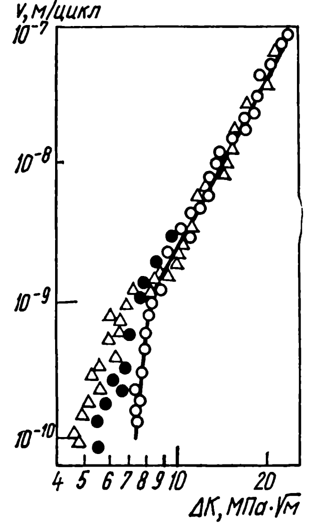
Для нахождения пороговых КИН образцов с короткими трещинами серию образцов с трещинами одинаковой длины подвергают циклическому нагружению, обеспечивая в устье трещины величину $\Delta K = \Delta K^*_{th}$, где $\Delta K^*_{th}$—предполагаемое значение порога усталости. Значение $\Delta K^*_{th}$, при котором скорость роста короткой трещины не превышает $10^{-10}$ м/цикл, принимается за пороговое (для трещины заданной длины) [86]. Типичные КДУР, полученные при подобных испытаниях, представлены на

рис. 6.38. Определение порога усталости $\Delta K_{th}$ для серии образцов с короткими трещинами различной длины позволяет довольно точно зафиксировать минимальную длину трещины $l_0$, меньше которой порог усталости уже зависит от длины трещины [86]. Это значение $l_0$ называется критической длиной короткой трещины.

Среди возможных причин возникновения указанных выше кинетических эффектов при росте коротких трещин выделяются следующие [88]:

а) некорректность использования подходов линейной механики разрушения для коротких трещин в связи с соизмеримостью размеров дефектов и области пластической деформации материала у его вершины;

б) неоднозначное влияние микроструктуры материала на рост длинных и коротких трещин из-за соизмеримости размеров короткой трещины и составляющих микроструктуры;



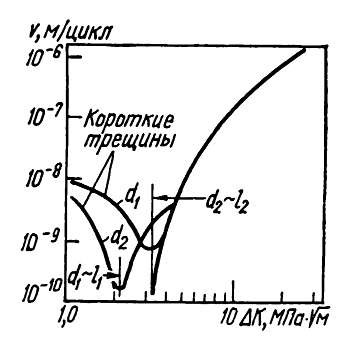




Рис. 6.38. Влияние длины начальной трещины (○ — $l_0=2$ мм; ● — $l_0=0{,}5$ мм; △ — $l_0=0{,}3$ мм) на ЦТ технического железа в низкоамплитудной области КДУР ($R=0{,}05$).

Рис. 6.39. КДУР алюминиевого сплава 7075Т6 (Al — 4,5Zn — 2 Mg — 1,4 Cu) с различным размером зерна $d$ ($l$ — длина трещины).

в) изменение микромеханизма распространения трещины при уменьшении ее размеров;

г) различия в уровнях закрытия короткой и длинной трещин;

д) изменения в интенсивности воздействия окружающей среды на локальные процессы, протекающие в вершине короткой и длинной трещин.

Приняв, что физика процессов роста короткой и длинной трещин аналогична, исследователи попытались использовать упругопластическую механику разрушения для их описания. Оценивая по изменению петель гистерезиса кривых «напряжение — деформация» величину размаха $J$-интеграла Н. Доулинг, а затем и другие ученые показали удовлетворительную сходимость результатов для роста короткой и длинной трещин. Используя так называемый размах коэффициента псевдоупругопластической интенсивности деформаций $\Delta K_\varepsilon$ или эквивалентный КИН $\Delta K_э$, можно

олучить

$$\Delta K_\varepsilon = \Delta\varepsilon\,(\pi l)^{1/2}, \qquad (6.31)$$

$$\Delta K_э = QE\Delta\varepsilon\,(\pi l)^{1/2}, \qquad (6.32)$$

где $\Delta\varepsilon$ — суммарный размах упругой и пластической деформаций; $l$ — длина короткой трещины; $Q$ — геометрический фактор.

Другой подход к описанию механики коротких усталостных трещин базируется на введении понятия эквивалентной длины трещины $l_э$, которая считается константой материала и определяется как длина трещины в образце, при которой номинальное напряжение, соответствующее порогу усталости, $\sigma_{th} = \sigma_R$. Размах КИН не будет зависеть от длины трещины, если при расчете его использовать вместо истинной длины короткой трещины $l$ сумму $l + l_э$:

$$\Delta K = Q\Delta\sigma\sqrt{\pi\,(l + l_э)}. \qquad (6.33)$$

Оба описанных подхода — чисто эмпирические и формальные, поэтому не дают сведений о физических причинах эффекта коротких трещин — аномального их распространения. Заслуживает внимания модель, в основу которой положено предположение о том, что размер циклической ПЗ у вершины трещины, сформированной при напряжениях, равных пределу выносливости $r_\Delta^F$, является константой материала, и для нераспространения короткой трещины необходимо, чтобы у вершины трещины соблюдалось условие $r_\Delta^F \gg r_\Delta$, где $r_\Delta$ — размер циклической ПЗ [92]. Размер ПЗ при напряжениях, равных пределу выносливости, определяется выражением [93]

$$r_\Delta^F = l\,[\sec(\pi\Delta\sigma_{th}/4\sigma_{0,2}) - 1], \qquad (6.34)$$

где $\Delta\sigma_{th}$ — размах номинальных напряжений, соответствующих порогу усталости.

Изменение размера ПЗ от длины трещины $l$ подобно зависимости величины $l$ от $\Delta\sigma_{th}$, о чем будет сказано далее. Последнее подтверждает то обстоятельство, что принятое в модели предположение не лишено физического смысла и может быть положено в основу гипотезы эффекта коротких трещин.

Местами зарождения усталостных трещин служат неровности поверхности металлических изделий технологического происхождения, возникающие в результате циклической пластической деформации (интрузии, экструзии и т. п.), а также области локальной концентрации напряжений у микроструктурных составляющих материалов (включения, границы зерен). Особенность роста коротких усталостных трещин, зародившихся от любого из перечисленных концентраторов напряжений,— стремительное снижение скорости РУТ при увеличении длины трещины [94] (рис. 6.39). Одна из причин такого поведения коротких трещин — их взаимодействие с микроструктурными барьерами [91, 92] — границами зерен, выделениями высокопрочных фаз, включениями и т. п. При малой разориентации соседних зерен растущая короткая трещина без особого труда пересекает их границу и ее скорость изменяется незначительно. При большой разориентации границы зерен могут стать непреодолимым препятствием для растущей короткой трещины. Барьерная роль микроструктурных составляющих отмечена при исследованиях алюминиевых и

никелевых сплавов, высокопрочных мартенситных и низкопрочных сталей. Этот вывод хорошо иллюстрируется данными о росте коротких усталостных трещин в алюминиевом сплаве [95] — скорость РУТ минимальна, когда длина трещины и диаметр наименьшего зерна микроструктуры совпадают (см. рис. 6.39).

Сильное влияние микроструктуры материалов на скорость роста коротких усталостных трещин проявляется и в том, что критический размер короткой трещины $l_0$ (т. е. минимальная длина трещины, меньше которой имеют место эффекты коротких трещин) в конструкционных материалах может изменяться в довольно широких пределах. При этом в

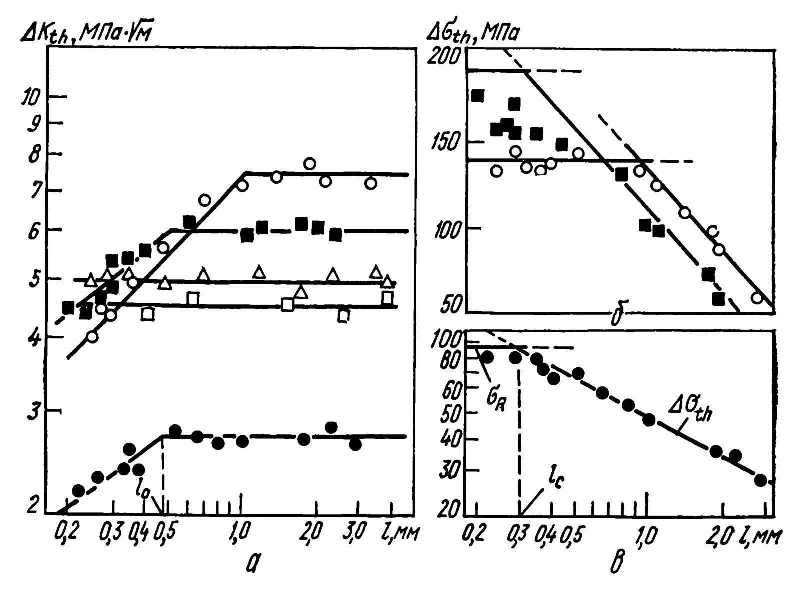



Рис. 6.40. Зависимости порогов усталости (*а*) и размахов номинальных напряжений $\Delta\sigma_{th}$, соответствующих порогу усталости (*б*, *в*), от длины трещины:

○ — техническое железо; ■ — сталь 20Х13 (отжиг); △ — аустенитная сталь, содержащая 0,45 % С; □ — сталь 20Х13 (закалка); ● — сплав АМГ-61.

области $l < l_0$ уменьшение длины трещины вызывает обычно монотонное снижение порога усталости (рис. 6.40, *а*). Стабильные значения порога усталости получаются только в случае, когда размах номинального напряжения $\Delta\sigma_{th}$, возникающего в образце и необходимого для достижения в вершине трещины величины порога усталости, не превышает предела выносливости материала $\sigma_R$ (рис. 6.40, *б*, *в*). Поскольку с уменьшением длины трещины для поддержания постоянного порога усталости необходимо увеличивать размах номинального напряжения $\Delta\sigma_{th}$, то существует некоторая предельная длина трещины $l_c$ (очень хорошо коррелирующая с длиной $l_0$), при которой устанавливается равенство размаха номинального напряжения $\Delta\sigma_{th}$ и предела выносливости $\sigma_R$, а дальнейшее уменьшение длины трещины приводит к превышению величины $\Delta\sigma_{th}$ над $\sigma_R$. Диапазон изменения величины $l_c$ превышает два порядка (рис. 6.41), начиная от

трещин длиной 1—10 мкм для высокопрочных ($\sigma_{0,2} \sim 2000$ МПа) и до 0,1—1,0 мм для низкопрочных материалов ($\sigma_{0,2} \sim 200$ МПа).

Консервативные оценки допустимых с точки зрения механики разрушения длин трещин, проведенные по критерию $l \sim \Delta K^2/\sigma_{0,2}^2$, также дают значения $l$ в пределах 0,1—1,0 мм. Эти результаты позволяют считать, что условием нераспространения длинных трещин является снижение размаха КИН ниже порогового $\Delta K_{th}$, в то время как для коротких трещин ($l < l_0$) — снижение напряжения ниже предела выносливости. Такой вывод хорошо подтверждается неоднократно зафиксированным фактом

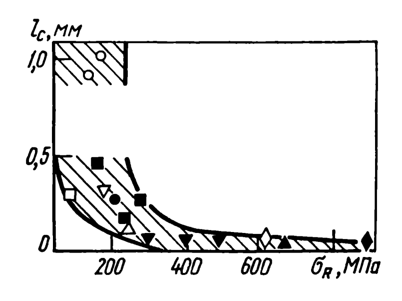



Рис. 6.41. Зависимость предельной длины трещины от предела выносливости σ различных материалов:

○ — техническое железо; ■ — низкоуглеродистые стали; ▽ — сталь 20Х13 (отжиг); △ — аустенитная сталь; ● алюминиевый сплав; □ — сплав АМГ-61; ◇ — сталь 45ХН2МФА (отпуск при 670 К); ▼ — сталь 75ХГСТ, структуры отжига; ▲ — сталь 20Х13 (закалка); — сталь 4340 (типа 40ХН2М).

присутствия нераспространяющихся малых усталостных трещин в гладких образцах, подвергнутых длительному циклическому нагружению при уровнях $\Delta\sigma \leqslant \sigma_R$.

При росте короткой трещины значительно интенсифицируется разрушение вдоль полос скольжения, которое проявляется в виде характерных сдвиговых участков на поверхности излома (рис. 6.42) [86]. Эта особенность роста коротких трещин, по-видимому, связана с малым удалением вершины трещины от свободной поверхности (1—2 диаметра зерна), что обеспечивает РУТ сдвигом вдоль плоскостей преимущественного циклического скольжения в направлении действия минимальных локальных касательных напряжений (подобно I стадии РУТ по Форсайту). В итоге поверхность разрушения приобретает специфический рельеф, который отражает смешанный (по типу I и II) вид разрушения. Для длинной трещины, прорастающей через большое число зерен, невозможно добиться, чтобы в каждом зерне плоскости преимущественного скольжения, вдоль которых будет происходить РУТ сдвигом, располагались в направлении магистрального РУТ. В связи с этим у вершины длинной трещины, растущей с припороговой скоростью, активируется несколько систем скольжения, что часто приводит к формированию зигзагообразной траектории магистральной трещины или образованию ориентированных в определенных направлениях специфических плоских бесструктурных участков на поверхности разрушения.

Экспериментально обнаруженные факты сильного торможения короткой трещины границей зерна и сдвигового характера ее роста послужили основанием для развития микроструктурно-механической модели, связывающей особенности поведения коротких трещин с отклонением направления их распространения от магистрального. Причина последнего — различия в кристаллографической ориентации плоскостей преимущественного скольжения в двух соседних зернах, вызывающие локальные отклонения траектории трещины, растущей по сдвиговому механизму. Локальные КИН у вершины короткой трещины, изменившей направление своего распространения при переходе через границу зерна, на основании

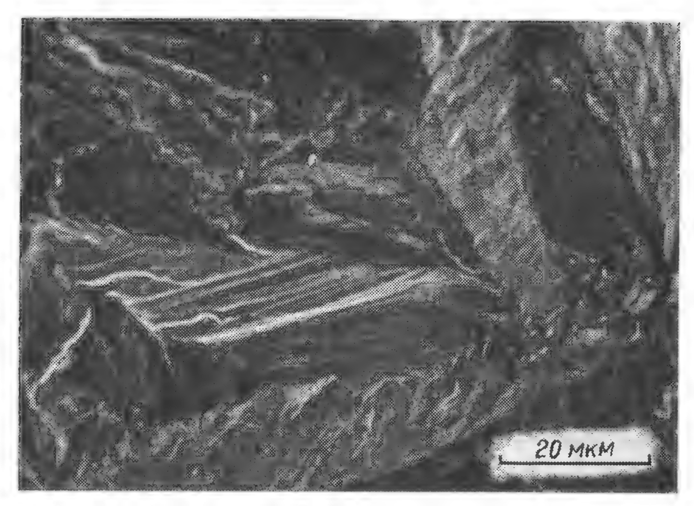



Рис. 6.42. Микростроение усталостного излома технического железа (длина трещины 0,3 мм; $\Delta K = 4$ МПа$\cdot\sqrt{м}$).

модели (рис. 6.43) могут быть записаны в виде [96]

$$K_1/K_I = \cos^2\theta_0 \cos^3\frac{\theta_1}{2} + 3\sin\theta_0\cos\theta_0\sin\frac{\theta_1}{2}\cos^2\frac{\theta_1}{2},$$
$$K_2/K_I = \cos^2\theta_0\sin\frac{\theta_1}{2}\cos^2\frac{\theta_1}{2} - \sin\theta_0\cos\theta_0\cos\frac{\theta_1}{2}\left[1-3\sin^2\frac{\theta_1}{2}\right], \quad (6.35)$$

где $K_1$ и $K_2$ — локальные КИН в вершине короткой трещины для нагружения по типу I и II соответственно; $K_I$ — номинальный КИН.

Используя для простоты значение $\theta_0 = 45°$ как соответствующее направлению действия максимальных касательных напряжений, вдоль которого растет поверхностная трещина, и принимая $\theta_1 = 90°$, получаем $K_1 \approx 0{,}7\,K_I$; $K_2 \approx 0{,}35\,K_I$. Расчет эффективного размаха КИН $\Delta K_{eff}$ по формуле $\Delta K_{eff} = \sqrt{K_1^2 + K_2^2}$ дает значения $\Delta K_{eff} \approx 0{,}78\,K_I$ и показывает, что отклонения траектории трещины от магистральной способны значительно изменить локальные КИН, обусловливающие РУТ. В итоге значительная разориентация плоскостей сдвигового РУТ в двух соседних зернах может привести к тому, что граница зерна станет непреодолимым барьером для распространения короткой трещины.

Привлечению явления ЗТ для объяснения эффекта коротких трещин во многом способствовало понимание того, что преждевременный контакт берегов трещины при ее закрытии происходит не в самой вершине, а на некотором удалении от нее. Поэтому изменение длины короткой трещины сказывается на уровне ее закрытия. Эти различия в уровнях закрытия короткой и длинной трещин считают причиной того, что при одинаковых номинальных значениях размаха КИН эффективный размах КИН у вершины короткой трещины и скорость ее распространения выше, чем у длинной.

Впервые экспериментальное подтверждение снижения уровня закрытия короткой трещины при уменьшении ее длины было получено М. Джеймсом и В. Морисом [97] при изучении роста коротких усталостных трещин в титановых сплавах и позже подтверждено рядом исследований. Установлено [98], что с повышением длины короткой трещины уровень ее закрытия растет, достигая некоторого максимального значения, после чего

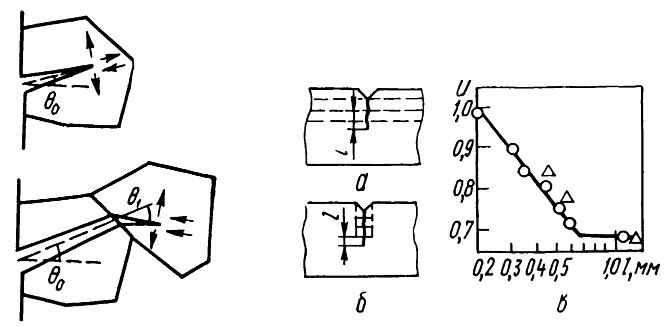



Рис. 6.43. Схема изменения траектории короткой трещины при переходе через границу зерна.

Рис. 6.44. Схемы получения образцов с трещинами различной длины (*а*, *б*) и зависимость открытия трещины *U* от ее глубины (*в*) для образцов стали 40Х (отпуск при 920 К).

сохраняется неизменным при дальнейшем увеличении длины трещины (рис. 6.44). Диапазон значений длин трещины, при которых уровень ЗТ стабилизируется, довольно широк (0,1—2,0 мм) и определяется, при прочих равных условиях, микроструктурой материала. Указанные особенности изменения закрытия коротких трещин могут быть привлечены для объяснения причин понижения порогов усталости коротких трещин, а также их торможения после прорастания до определенной длины. В последнем случае остановка растущей короткой трещины происходит по достижении ею некоторой длины, при которой уровень ЗТ повышается на-

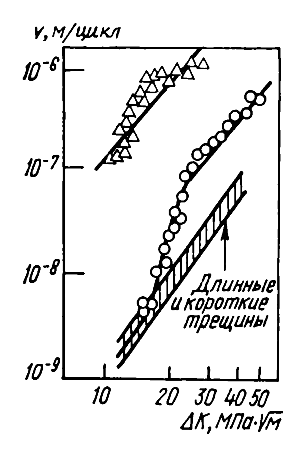



Рис. 6.45. КДУР образцов стали 4130 (типа 30ХГСМ) с короткими (△) и длинными (○) трещинами при испытании в 3 %-ном растворе NaCl и на воздухе (заштрихованная область).

столько, что снижает эффективный размах КИН $\Delta K_{eff}$ до значений эффективного порога усталости $\Delta K_{th\ eff}$. Наиболее весомым аргументом в пользу того, что различия в уровнях ЗТ могут быть основной причиной эффекта коротких трещин, служит совпадение значений эффективного порога усталости, получаемых при испытаниях образцов с короткими и

длинными трещинами [98], а также факт примерного равенства порогов усталости $\Delta K_{th}$ для образцов с длинной трещиной, испытанных при высокой асимметрии, когда ЗТ отсутствует у образцов с короткой трещиной при отнулевой асимметрии [99].

Среда существенно воздействует на РУТ большой длины, поэтому логично ожидать влияния среды на кинетику роста коротких трещин. Подтверждением этого служат результаты исследований роста коротких и длинных трещин высокопрочной ($\sigma_{0.2}$ = 1300 МПа) стали в 3 %-ном растворе NaCl. В присутствии коррозионной среды короткие трещины растут на 1,5—2 порядка быстрее, чем длинные [88] (рис. 6.45), в то время как при испытаниях на воздухе различия в скорости роста коротких и длинных трещин невелики. Этот эффект, по-видимому, во многом связан с изменением интенсивности взаимодействия агрессивной среды с вершиной трещины при увеличении длины последней, что сказывается на протекании коррозионных и электрохимических процессов.

В настоящее время невозможно выделить основную причину ускоренного роста коротких усталостных трещин. По-видимому, каждый из рассмотренных факторов вносит определенный вклад в эффект коротких трещин. С инженерной точки зрения проблема коротких трещин исключительно важна, поскольку неучет их ускоренного развития при расчете долговечности изделий может привести к завышению прогнозируемого ресурса и переоценке их эксплуатационной надежности. Трудности в описании особенностей роста коротких усталостных трещин усугубляются отсутствием достаточно апробированных подходов и критериев, применимых при анализе стадии зарождения и начального РУТ. Поэтому, вероятно, в дальнейшем одним из основных направлений исследований процесса усталостного разрушения должно стать изучение ранних стадий РУТ и создание эффективных инженерных методик расчета долговечности изделий, содержащих трещиноподобные дефекты малого размера.

ГЛАВА 7

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РОСТУ ТРЕЩИН В КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

## 7.1. Структура и циклическая трещиностойкость сплавов. Разрушение однофазных материалов

Среди различных факторов, влияющих на ЦТ конструкционных сплавов, структура— один из наиболее важных. Управление ею с целью повышения ресурса и надежности конструкций и изделий с позиций механики разрушения — важнейшая задача физического материаловедения.

Структурный фактор воздействует на кинетику РУТ и характеристики ЦТ на всех трех участках КДУР. Наибольшую структурную чувствительность имеет припороговая трещиностойкость в пределах I участка КДУР, что находится также в соответствии с высокой чувствительностью и к другим факторам — окружающей среде, асимметрии цикла и др. (рис. 7.1). Вначале при изучении закономерностей кинетики РУТ наибольшее внимание уделялось структурной чувствительности скорости РУТ на пэрисовском (среднем) участке. Однако сейчас общепризнано, что на этом участке КДУР степень влияния структуры незначительна. Воздействия средних статических напряжений, умеренно агрессивных сред и размера (толщины) образцов здесь также слабы. В области высокоскоростного нагружения (III участок КДУР) в связи с приближением к условиям спонтанного разрушения структурная чувствительность усиливается, что находится в соответствии с большой ролью структуры при формировании уровня вязкости разрушения $K_{Ic}$, а также циклической вязкости разрушения $K_{fc}$. Здесь также становится более значительным влияние асимметрии цикла и размера образцов, в то время как воздействие окружающей среды ослабевает.

Такой характер чувствительности усталостной кинетики к структуре и другим факторам следует рассматривать сквозь призму реализации в пределах всех трех участков КДУР типичных микромеханизмов разрушения. На II участке КДУР для многих металлов и сплавов характерен РУТ путем формирования усталостных бороздок. Этот механизм удовлетворительно объясняется из континуальных моделей РУТ (см. гл. 3), когда фактор структуры имеет второстепенное значение. На III участке КДУР типичны статические механизмы РУТ (скол, межзеренное разрушение, вязкое расслоение), эффективность которых опосредована структурой материала. Один из главных факторов высокой структурной чувствительности ЦТ на I участке диаграммы — ЗТ [1, 2].

Для однофазных металлических материалов (типа технического железа) важный структурный параметр — размер ферритного зерна. Он может существенно влиять на механические свойства металлов, в частности на их характеристики прочности при растяжении [3]. В последнем случае справедливо уравнение Петча—Холла, описывающее зависимость предела текучести от размера зерна. Свойства сталей при усталости также в большой мере зависят от размера зерна, будь то ферритного или исходного аустенитного [4]. Увеличение его обычно сопровождается снижением

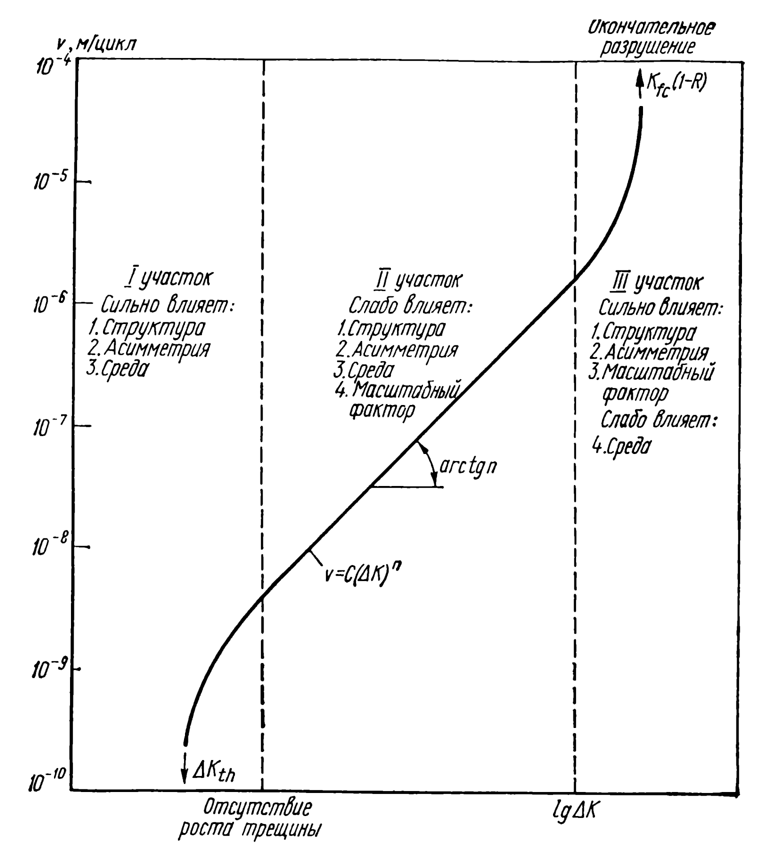



Рис. 7.1. КДУР и области проявления влияния различных факторов на РУТ в конструкционных металлических сплавах.

циклической прочности материалов ввиду изменения барьерного действия границ зерен.

Например, для определения характера влияния величины зерна технического железа на ЦТ его размеры изменяли с помощью различной термообработки (температура и длительность отжига) (табл. 7.1). Скорость РУТ определяли по результатам испытаний при циклическом нагружении с частотой 25—30 Гц образцов толщиной 6 и высотой 15 мм. При скоростях РУТ, лежащих в низкоамплитудной области КДУР, образцы с крупнозернистой структурой обладают более высокой ЦТ, нежели мелкозернистые (рис. 7.2). Увеличение размера ферритного зерна $d$ с 45 до 164 мкм приводит к повышению порога усталости $\Delta K_{th}$ с 7,45 до 8,7 МПа $\times \sqrt{\text{м}}$. При этом характер зависимости $\Delta K_{th}$ от $d$ хорошо описывается выражением, подобным по форме петчевскому уравнению, отличаясь лишь знаком показателя степени:

$$\Delta K_{th} = A + Bd^{1/2}, \tag{7.1}$$

где $A$ и $B$ — константы материала, которые при определении порогов в единицах МПа·$\sqrt{м}$ для исследуемого технического железа равны 5,85 и $0{,}23\cdot10^3$ соответственно. Предел выносливости гладких образцов повышается с уменьшением величины зерна (см. п. 2.6), поэтому для обеспечения высокой выносливости гладких образцов и высокой длительной трещиностойкости следует использовать противоположные тенденции структурного воздействия размера зерна на свойства металлов. При переходе в область больших скоростей РУТ степень влияния величины зерна на кинетику РУТ в феррите снижается, и при скоростях РУТ выше $5\cdot10^{-9}$ м/цикл исследуемые структуры одинаково сопротивляются РУТ (рис. 7.2).

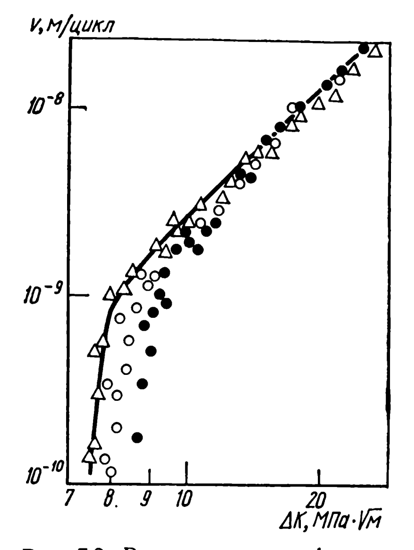



Рис. 7.2. Влияние размера ферритного зерна $d$ на припороговый РУТ в техническом железе:

△ — $d$=45 мкм; ○ — $d$=91 мкм; ● — $d$=164 мкм.

Подобная тенденция во влиянии размера зерна на ЦТ наблюдается у многих сплавов, у которых этот фактор опосредован часто внутризеренными структурными превращениями. Например, увеличение среднего размера зерна высокоотпущенной стали 30ХГСТ с 18 до 95 мкм за счет повышения температуры аустенитизации с 1150 до 1470 К приводит к возрастанию порога усталости $\Delta K_{th}$ с 5,8 до 6,2 МПа×$\times\sqrt{м}$, а закаленная с перегрева хрупкая конструкционная сталь в состоянии отпущенного мартенсита имеет одновременно более высокие значения критического КИН $K_{Ic}$ и порога усталости $\Delta K_{th}$ [5].

Изменение порогов усталости в зависимости от величины зерна в однофазных материалах (а также в закаленной стали) происходит только в том случае, когда припороговый РУТ протекает внутризеренно. Если, например, в малоуглеродистой стали реализуется межзеренное разрушение при амплитудах, близких к порогу усталости, описанная зависимость претерпевает инверсию [6].

Таблица 7.1. **Величина зерна и механические свойства технического железа**

| Температура отжига*, К | Время выдержки, ч | $d$, мкм | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 1190 | 2 | 45 | 335 | 240 | 7,45 |
| 1320 | 6 | 91 | 305 | 210 | 7,9 |
| 1470 | 8 | 164 | 275 | 185 | 8,7 |

Охлаждение вместе с печью.

Более высокие уровни порога усталости в грубозернистом материале могут быть обусловлены отклонением в нем плоскости разрушения от плоскости действия максимальных растягивающих напряжений, приводящим к микроветвлению трещины [7]. Наиболее важным фактором повышения порога усталости сейчас, однако, считают увеличение в крупнозернистом материале ЗТ, обусловленного шероховатостью излома (см. гл. 8).

## 7.2. Влияние упрочнения холодным деформированием

Холодное деформирование (наклеп) — один из важных факторов субструктурного упрочнения однофазных материалов, достигаемого за счет увеличения плотности дислокаций в объеме зерен. Для определения влияния наклепа на ЦТ техническое железо (0,035 % C, 0,02 % Cr, 0,14 %

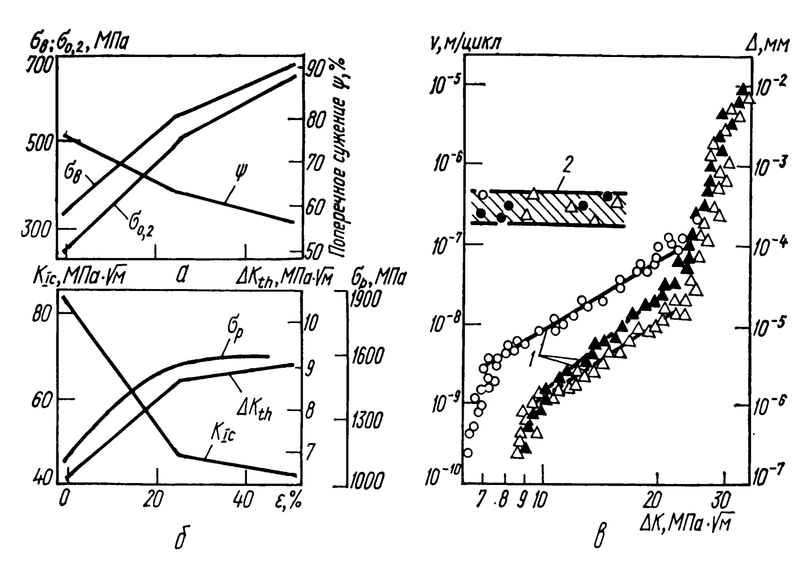



Рис. 7.3. Характеристики прочности и пластичности (*а*), статической и ЦТ (*б*), а также КДУР (*в*, кривая *1*) и расстояние между усталостными бороздками △ (*2*) на поверхности разрушения образцов из технического железа, подвергнутых отжигу (○) и прокатке со степенями обжатия 25 (▲) и 50 % (△).

Mn) отжигали при температуре 1190 К, после чего часть образцов подвергали холодной прокатке со степенями обжатия 25 и 50 % [8]. Микроструктура образцов в исходном (отожженном) состоянии представляла собой равноосные ферритные зерна диаметром около 45 мкм. По границам зерен феррита наблюдались зернограничные карбиды толщиной до 3 мкм, которые в отдельных случаях образовывали непрерывную карбидную сетку вокруг ферритного зерна. Установлено, что предварительная пластическая деформация прокаткой вызывает существенное изменение прочности и ЦТ феррита. С увеличением степени деформации повышаются более чем в два раза пределы текучести и прочности железа, снижается пластичность и заметно падает вязкость разрушения $K_{Ic}$ (рис. 7.3, *а*, *б*),

Таблица 7.2. **Циклическая трещиностойкость конструкционных сплавов**

| Материал | Режим обработки | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $\Delta K^*$, МПа·$\sqrt{м}$ | $n$ | $R$ | $f$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Техническое железо | Отжиг | 240 | 6,1 | 22 | 2,88 | 0 | 8,3 |
| | Холодный наклеп 25 % | 500 | 8,6 | ... | 3,22 | 0 | 8,3 |
| | » » 50 % | 600 | 9,1 | ... | ... | 0 | 8,3 |
| 30ХГСТ, структура зернистого перлита | ... | 550 | 6,8 | 26,3 | 3,48 | 0 | 8,3 |
| 30ХГСТ | Отпуск при 470 К, 2 ч | 1580 | 3,8 | 24,3 | 2,71 | 0 | 8,3 |
| | » » 670 К, 2 ч | 1285 | 4,4 | ... | ... | 0 | 8,3 |
| | » » 770 К, 2 ч | 1040 | 5,0 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 870 К, 2 ч | 768 | 6,0 | 27,3 | 3,29 | 0 | 15 |
| | » » 970 К, 60 ч | 325 | 5,2 | 19,4 | 3,44 | 0 | 15 |
| 55ХГСТ | » » 470 К, 2 ч | 1810 | 3,5 | 17,7 | 3,09 | 0 | 15 |
| | » » 670 К, 2 ч | 1550 | 3,8 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 770 К, 2 ч | 1270 | 4,9 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 870 К, 2 ч | 932 | 6,2 | 28,2 | 3,40 | 0 | 15 |
| | » » 970 К, 60 ч | 330 | 4,6 | 19,8 | 3,21 | 0 | 15 |
| 75ХГСТ | » » 470 К, 2 ч | 1830 | 3,2 | 14,1 | 3 50 | 0 | 15 |
| | » » 670 К, 2 ч | 1650 | 3,5 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 770 К, 2 ч | 1336 | 4,7 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 870 К, 2 ч | 1100 | 7,8 | 29,4 | 3,52 | 0 | 15 |
| | » » 970 К, 60 ч | 343 | 4,3 | 19,8 | 3,10 | 0 | 15 |
| 75ХГСТ, структура зернистого перлита | ... | 610 | 7,0 | 27,9 | 3,40 | 0 | 8,3 |
| | | 880 | 7,1 | 31,4 | 3,29 | 0 | 8,3 |
| 75ХГСТ, структура пластинчатого перлита | ... | 650 | 4,2 | 19,7 | 3,48 | 0 | 8,3 |
| | | 510 | 5,0 | 18,33 | 3,96 | 0 | 8,3 |
| | | 385 | 5,6 | 17,5 | 4,40 | 0 | 8,3 |
| 90ХГСТ | Отпуск при 470 К, 2 ч | 1860 | 3,2 | 13,05 | 3,53 | 0 | 15 |
| | » » 670 К, 2 ч | 1680 | 3,6 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 770 К, 2 ч | 1370 | 4,9 | ... | ... | 0 | 15 |
| | » » 870 К, 2 ч | 1160 | 8,6 | 29,8 | 3,58 | 0 | 15 |

| | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Отпуск при 470 К, 60 ч | 427 | 4,0 | 19,7 | 2,86 | 0 | 15 |
| Ст 3сп | | 274,7 | 8,68 | 15,5 | 2,41 | 0,0 | 5 |
| 09Г2С | | 334,5 | 9,3 | 24,8 | 2,84 | 0 | 5 |
| 10ХСНД | | 452,2 | 12,4 | 27,9 | 2,884 | 0 | 6 |
| 16Г2АФ | | 480,7 | 10,85 | 24,8 | 2,84 | 0 | 5 |
| 15Х2НМФА | | 588 | ... | 33,0 | 3,16 | ... | ... |
| 30ХГСН2А | | 1481 | ... | 28,1 | 2,33 | ... | ... |
| 35ХН3МФА | | 550 | 7,2 | 34 | ... | 0,1 | 15 |
| | | 740 | 6,2 | 33 | ... | 0,1 | 15 |
| | | 1180 | 4,4 | 26 | ... | 0,1 | 15 |
| | | 1180 | ... | 26 | ... | 0,1 | 0,2 |
| | | 1500 | 3,2 | 22 | ... | ... | 15 |
| | | 1500 | ... | ... | ... | ... | 02 |
| 65Г | Отпуск при 450 К | 1726 | ... | 14,8 | 4,76 | 0 | ... |
| | » » 850 К | 873 | ... | 29,1 | 5,54 | 0 | ... |
| | Нормализация | 500 | ... | 29,5 | 3,01 | 0 | ... |
| | | 560 | 8,1 | 28 | 3,01 | 0,05 | 16—20 |
| | | 880 | 7,1 | 27,6 | 2,57 | 0,05 | 16—20 |
| | | 1285 | 6,1 | 23,8 | 2,53 | 0,05 | 16—20 |
| | | 1510 | 5,9 | 23,4 | 3,76 | 0,05 | 16—20 |
| | | 1685 | 5,3 | 20,5 | 4,36 | 0,05 | 16—20 |
| | | 1765 | 4,6 | 14,4 | 4,67 | 0,05 | 16—20 |
| 2,25 Cr — 1 Mo | | 327 | 7,1 | 25 | ... | 0,15 | 50 |
| | | 327 | 4,0 | ... | ... | 0,75 | 50 |
| 2,85 Cr — 1 Mo | | 390 | 9,2 | 18,0 | ... | 0,05 | 50 |
| | | 390 | 5,1 | ... | ... | 0,5 | 50 |
| Ni — Cr — Mo — V | | 780 | 4,2 | 11 | ... | 0,1 | ... |
| | | 780 | 2,9 | ... | ... | 0,8 | ... |
| 1,0 Cr — 1,0 Mo — 1,0 V | | 623 | 7,55 | 45 | 5,21 | 0,1 | 100 |
| | | 623 | 6,25 | 40 | 4,87 | 0,3 | 100 |
| | | 623 | 4,9 | 37 | 4,31 | 0,5 | 100 |
| | | 623 | 3,64 | 32 | 2,59 | 0,8 | 100 |
| 2 Ni — Cr — Mo — V | | 575 | 7,0 | ... | ... | 0,1 | 90 |
| | | 575 | 2,2 | ... | ... | 0,8 | 90 |

*Продолжение табл. 7.2*

| Материал | Режим обработки | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $\Delta K^*$, МПа·$\sqrt{м}$ | $n$ | $R$ | $f$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 2,5 Ni — Cr — Mo — V | | 818 | 7,5 | 30 | 3,771 | 0,1 | 70—100 |
| 3,5 Ni — Cr — Mo — V | | 742 | 9,3 | 34 | 4,35 | 0 | 70—100 |
| | | 607 | 2,25 | 27 | 3,202 | 0,8 | 70—100 |
| | | 1120 | 7,7 | 19 | 5,203 | 0 | 70—100 |
| | | 1070 | 2,9 | ... | ... | 0,1 | 90 |
| | | 1070 | 2,0 | ... | ... | 0,8 | 90 |
| | | 602 | 7,6 | ... | ... | 0,1 | 90 |
| | | 602 | 2,0 | ... | ... | 0,8 | 90 |
| | | 602 | 7,6 | 28 | ... | 0,1 | 90 |
| | | 602 | 2,5 | ... | ... | 0,8 | 90 |
| 0,15 C — 1,0 Cr — 1,5 Ni — 0,80 Mo — 0,2 V | | 445 | 7,0 | 26 | 6,965 | 0 | 70—100 |
| | | 445 | 6,3 | ... | ... | 0,12 | 70—100 |
| | | 445 | 2,6 | 20 | 3,774 | 0,8 | 70—100 |
| | | 445 | 2,25 | ... | ... | 0,89 | 70—100 |
| 0,19 C — 3,5 Ni — 0,36 Mo | | 510 | ... | 29,3 | 2,7 | 0 | ... |
| 0,2 C—4,9Mo—18,6 Ni—8,0 Co | Отпуск при 755 K | 1688 | ... | 21,8 | 2,88 | ... | ... |
| | » » 866 K | 1501 | ... | 18,1 | 2,53 | ... | ... |
| 1020 (0,21 C — 0,45 Mn) | | 270 | ... | 30 | ... | 0,15 | 10 |
| 0,24 C — 3,5 Ni — 1,64 Mo | | 779 | ... | 26,4 | 1,4 | 0 | ... |
| 0,27 C — 3,2 Ni — 0,35 Mo | | 565 | ... | 26,2 | 1,9 | 0 | ... |
| 0,27 C — 1,7 Ni — 0,2 Mo | Отпуск при 370 K | 1497 | ... | 15,3 | 3,2 | 0 | ... |
| | » » 470 K | 1497 | ... | 22,3 | 3,26 | 0 | ... |
| | » » 570 K | 1737 | ... | 20,9 | 2,51 | 0 | ... |
| | » » 920 K | 1074 | ... | 31,6 | 3,54 | 0 | ... |
| 0,3 C — 0,7 Mn | | 220 | 8,2 | 29 | 4,264 | 0,07 | 85 |
| | | 220 | 6,7 | ... | ... | 0,26 | 85 |
| | | 220 | 6,2 | 26 | 4,076 | 0,36 | 85 |
| | | 220 | 4,3 | ... | ... | 0,51 | 85 |

| | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | 220 | 3,2 | 27,5 | 2,782 | 0,72 | 85 |
| 40 CDV 20 (0,35 C — 0,95 Si— | Отпуск при 670 K | 1703 | ... | 19 | 3,25 | 0 | ... |
| 5 Cr — 1 Mo — 0,5 V) | » » 770 K | 1580 | ... | 16,9 | 3,63 | 0 | ... |
| | » » 820 K | 1620 | ... | 20,5 | 3,07 | 0 | ... |
| | » » 870 K | 1471 | ... | 23,7 | 2,91 | 0 | ... |
| | » » 920 K | 1021 | ... | 26,0 | 2,7 | 0 | ... |
| 35 CND 16 (0,34 C—0,32 Si— | » » 420 K | 1581 | ... | 23,2 | 2,85 | 0 | ... |
| 0,39 Mn — 1,95 Cr — 4,1 Ni— | » » 570 K | 1466 | ... | 26,9 | 2,84 | 0 | ... |
| 0,52 Mo) | » » 670 K | 1382 | ... | 23,7 | 2,44 | 0 | ... |
| | » » 740 K | 1575 | ... | 25,0 | 2,71 | 0 | ... |
| | » » 770 K | 1295 | ... | 24,4 | 2,1 | 0 | ... |
| 0,35C—1,2 Cr—0,8 Ni—0,5 Mo | | 1450 | 4,3 | 23 | 3,097 | 0 | 70—100 |
| | | 1450 | 3,8 | ... | ... | 0,13 | 70—100 |
| | | 1450 | 3,25 | 25 | 2,791 | 0,88 | 70—100 |
| | | 1000 | 3,7 | 25 | 2,826 | 0,13 | 70—100 |
| | | 638 | 6,6 | 27 | 3,521 | 0 | 70—100 |
| | | 638 | 6,0 | ... | ... | 0,15 | 70—100 |
| | | 638 | 3,5 | ... | ... | 0,8 | 70—100 |
| | | 638 | 3,25 | 28 | 3,322 | 0,87 | 70—100 |
| | | 762 | ... | 27,3 | 3,13 | 0,14 | ... |
| 0,36C — 3,13 Ni — 1,20 Mo | | 1076 | ... | 32,1 | 1,5 | 0 | ... |
| SNCM 8 (0,37 C — 0,25 Si — | | 764,2 | 12,1 | 30 | 2,55 | 0,14 | ... |
| 0,7 Mn — 0,78 Cr — | | 789 | 12,7 | 28 | 2,58 | 0,14 | ... |
| 1,33 Ni — 0,23 Mo) | | | | | | | |
| 0,4 C—1,2 Cr—0,8 Ni—0,2 Mo | | 801,5 | 25,11 | ... | 2,13 | 0 | ... |
| | | 842,7 | 13,64 | 25 | 3 | 0,14 | ... |
| | | 959 | 13 | 28 | 2,7 | 0,14 | ... |
| 0,4 C — 0,3 Si — 0,65 Mn | Отпуск при 570 K | 1497 | ... | 22,7 | 2,81 | 0 | ... |
| U 340 (0,40 C — 0,65 Mn — | | 270 | ... | 30 | ... | 0,15 | 1 |
| 0,30 Si — 1,7 Ni — 0,7 Cr — | » » 370 K | 1331 | ... | 20,5 | 6,73 | ... | ... |
| 0,20 Mo) | » » 530 K | 1529 | ... | 22,1 | 3,29 | ... | ... |
| | » » 810 K | 1126 | ... | 23,2 | 3,17 | ... | ... |
| | » » 1030 K | 433 | ... | 26,9 | 3,95 | ... | ... |
| 300 M (0,44 C — 1,6 Si — | | 1740 | 3,3 | 18 | ... | 0,05 | 50 |
| 0,81 Mn—1,84 Ni—0,38 Mo) | | 1740 | ... | 15 | ... | ... | 5 |

*Продолжение табл. 7.2*

| Материал | Режим обработки | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $\Delta K^*$, МПа·$\sqrt{м}$ | $n$ | $k$ | $f$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 300M (0,44 C—1,6 Si— | | 1070 | 8,5 | 35 | ... | 0,05 | 50 |
| 0,81 Mn—1,84 Ni—0,38 Mo) | | 1070 | 2,9 | ... | ... | 0,7 | 50 |
| SAE 1045 (0,45 C — 0,8 Mn) | | 313 | 8,6 | 19 | 8,569 | 0,1 | 100 |
| | | 313 | 4,9 | 18 | 5,04 | 0,5 | 100 |
| | | 313 | 3,6 | 27 | 2,698 | 0,84 | 70—100 |
| 0,55 C — 0,66 Mn | | 337 | 11,69 | 47 | 3,293 | 0,06 | 95 |
| | | 337 | 10,64 | ... | ... | 0,17 | 95 |
| | | 337 | 9,69 | ... | ... | 0,27 | 95 |
| | | 337 | 8,67 | 45 | 2,777 | 0,36 | 95 |
| | | 337 | 6,77 | ... | ... | 0,52 | 95 |
| | | 337 | 4,79 | 43 | 2,591 | 0,63 | 95 |
| 0,55 C — 2,23 Mn | | 339 | 12,89 | 65 | 2,729 | 0,05 | 95 |
| | | 339 | 10,94 | ... | ... | 0,08 | 95 |
| | | 339 | 11,15 | ... | ... | 0,12 | 95 |
| | | 339 | 8,28 | ... | ... | 0,28 | 95 |
| | | 339 | 8,17 | 63 | 2,242 | 0,36 | 95 |
| | | 339 | 6,7 | ... | ... | 0,47 | 95 |
| | | 339 | 4,98 | ... | ... | 0,62 | 95 |
| | | 339 | 3,97 | 60 | 1,966 | 0,72 | 95 |
| 1,0 C — 0,9 Mn | | 415 | 10,4 | 27 | 2,813 | 0 | 70—100 |
| | | 415 | 9,5 | ... | ... | 0,1 | 70—100 |
| | | 415 | 3,1 | 25 | 2,665 | 0,8 | 70—100 |
| | | 415 | 2,3 | ... | ... | 0,89 | 70—100 |
| | | 380 | 9,5 | 22 | 2,918 | 0 | 70—100 |
| | | 380 | 8,5 | ... | ... | 0,125 | 70—100 |
| | | 380 | 3,6 | 20 | 2,781 | 0,8 | 70—100 |
| | | 380 | 3,23 | ... | ... | 0,84 | 70—100 |
| 03Х13Г20АНЧ | | 389 | ... | 34,2 | 3,4 | ... | ... |

| | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 07Х13АГ19 | | 383 | ... | 41,2 | 2,97 | 0 | ... |
| | | 327 | ... | 24,0 | 2,76 | 0 | ... |
| 0,046 C — 4,5 Ni — 14,3 Cr — | Отпуск при 670 K | 1078 | ... | 17,0 | 3,2 | 0 | ... |
| 13,2 Mo — 3,8 Co | » » 720 K | 1245 | ... | 16,3 | 3,92 | 0 | ... |
| | » » 745 K | 1220 | ... | 19,3 | 1,94 | 0 | ... |
| | » » 770 K | 1118 | ... | 24,4 | 2,49 | 0 | ... |
| | » » 820 K | 1108 | ... | 24,6 | 2,49 | 0 | ... |
| | » » 870 K | 834 | ... | 25,8 | 2,32 | 0 | ... |
| 0,2 C — 13 Cr | | 593 | 12,4 | 26,4 | 2,3 | 0,14 | ... |
| 304 (0,08 C—18 Cr — 10 Ni — | | 216 | 21,8 | 24,8 | 3,45 | 0,1 | ... |
| 0,1 Ti)20 Cr — 1 Mo — 0,5 V | | 500 | 7,7 | 30 | ... | 0,05 | 50 |
| | | 500 | 3,2 | ... | ... | 0,75 | 50 |
| | | 500 | ... | 30 | ... | 0,05 | 50 |
| | | 769 | 7,1 | 25 | ... | 0,05 | 50 |
| | | 769 | 8,8 | ... | ... | 0,75 | 50 |
| | Отпуск при 620 K | 769 | ... | 25 | ... | 0,05 | 5 |
| 0,03 C — 18,5 Ni — 4,3 Mo — | » » 660 K | 1530 | ... | 14,8 | 1,68 | 0 | ... |
| 8,2 Co | » » 660 K | 1380 | ... | 16,5 | 1,74 | 0 | ... |
| | » » 720 K | 1698 | ... | 16,5 | 1,69 | 0 | ... |
| | » » 750 K | 1903 | ... | 24,5 | 1,84 | 0 | ... |
| | » » 770 K | 1683 | ... | 25,0 | 2,3 | 0 | ... |
| | » » 770 K | 1692 | ... | 26,8 | 2,06 | 0 | ... |
| | » » 820 K | 1698 | ... | 29,2 | 2,23 | 0 | ... |
| | » » 920 K | 1555 | ... | 26,0 | 2,47 | 0 | ... |
| | » » 1020 K | 1597 | ... | 23,5 | 2,13 | 0 | ... |
| | | 615 | ... | 26,9 | 2,98 | 0 | ... |
| 316 (0,08 C—17 Cr — 13 Ni— | | 230 | 6,2 | 35 | 3,829 | 0 | 70—100 |
| 2 Mo—0,89 Si—1,58 Mn) | | 230 | 5,75 | ... | ... | 0,08 | 70—100 |
| 18 Mn — 4 Cr | | 1000 | 7,0 | 35 | 3,447 | 0 | 70—100 |
| | | 1000 | 2,0 | ... | ... | 0,92 | 70—100 |

Из КДУР, построенных по результатам испытаний образцов размером 15×18×200 мм при циклическом нагружении с частотой 8,3 Гц (рис. 7.3, *в*), видно, что предварительная пластическая деформация влияет на кинетику РУТ во всем диапазоне измеряемых скоростей РУТ. В первую очередь это относится к значениям размахов КИН, которые вследствие предварительной холодной деформации увеличиваются примерно на 30 %. Хотя темп ускорения РУТ по мере увеличения размаха КИН $\Delta K$ в деформированном феррите выше, нежели в отожженном (о чем свидетельствуют значения коэффициентов $n$ уравнения Пэриса в табл. 7.2), в целом при скоростях РУТ, соответствующих I и II участкам КДУР, бóльшая ЦТ свойственна материалу, подвергнутому холодной прокатке. Третий участок КДУР удалось получить только для наклепанного феррита, так как в отожженном железе при $\Delta K=25$ МПа·$\sqrt{м}$ наступает общая текучесть в нетто-сечении образца. Увеличение степени пластической деформации с 25 до 50 % практически не сказывается на размахе порогового КИН. Наибольшее различие в кинетике РУТ, вызываемое изменением степени предварительной деформации, отмечено при скоростях РУТ, соответствующих пэрисовскому участку КДУР, и выражается в ускорении РУТ по мере повышения степени деформации при прокатке.

Предварительная пластическая деформация железа прокаткой сказывается не только на кинетике РУТ, но и на форме КДУР. Из рис. 7.3, *в* видно, что пластическая деформация существенно уменьшает протяженность II участка КДУР и вызывает сдвиг к более низким значениям диапазона скоростей РУТ ($10^{-9}$ — $10^{-8}$ м/цикл), при которых распространение усталостной трещины подчиняется закону Пэриса. Причина таких изменений, например для пластически деформированного феррита,— вероятно, интенсификация процессов скольного разрушения по мере увеличения размаха КИН $\Delta K$. В железе зародышами скольного разрушения служат растрескавшиеся карбидные частицы, а развитие трещины скола происходит при достижении некоторого локального разрушающего напряжения $\sigma_р$, необходимого для проникновения зародышевой микротрещины из карбида в ферритную матрицу (рис. 7.3, *б*) [9, 10, 12]. Рационально допустить, что начало скольного разрушения при РУТ возможно в случае, если максимальный размер ПЗ у вершины трещины будет охватывать ферритное зерно и зернограничный карбид. Максимальный размер ПЗ $r_y$ для феррита, рассчитанный по формуле $r_y = 0{,}13\ (K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ (получена [11] при изучении размера циклической и статической зон пластической деформации у вершины усталостной трещины в малоуглеродистой стали), в начале II участка КДУР составляет 47 мкм для феррита, деформированного на 25 % и 33 мкм для феррита, деформированного на 50 %. Согласно этим расчетам ускоренный переход от I ко II участку КДУР и более быстрое нарастание скорости РУТ по мере увеличения размаха КИН $\Delta K$ на участке Пэриса (по сравнению с отожженным железом) обусловлены интенсификацией скольного растрескивания зерен феррита. Присутствие в структуре деформированной стали готовых зародышей скольного разрушения в виде растрескавшихся при холодной прокатке зернограничных карбидов облегчает хрупкое разрушение ферритных зерен.

## 7.3. Твердорастворное и дисперсионное упрочнение. Структурное охрупчивание, обусловливающее межзеренное разрушение и деформационное двойникование

В соответствии с представлениями физики металлов легирование твердых растворов — один из факторов упрочнения сплавов. Для однофазных простейших металлов оно обеспечивает повышение пределов текучести и выносливости, обусловленное увеличением сопротивления движению дислокаций леса [13].

Фактор твердорастворного упрочнения и его влияние на ЦТ в наибольшей мере проявляются в случае легированного хромом феррита стали 15Х25Т [14], широко применяемой в машиностроении в качестве коррозионно-стойкого конструкционного материала.

С целью устранения характерного для указанной стали внутрифазного распада феррита ее подвергают закалке путем нагрева до 1070 К, выдержке в течение 30 мин и последующему охлаждению в воде. Скорость охлаждения при закалке исключает возможность охрупчивания стали в связи с быстрым прохождением диапазона температур 475-градусной хрупкости высокохромистых сталей (720—790 К). С другой стороны, с целью выяснения влияния на ЦТ такого охрупчивания после закалки часть образцов нагревают до 653 К, выдерживают на протяжении 1—100 ч и охлаждают вместе с печью, что приводит к охрупчиванию стали вследствие внутрифазного распада с образованием частиц $\alpha'$-фазы, обогащенных хромом.

Микроструктура стали 15Х25Т после термообработки по указанным режимам представляет собой равноосные ферритные зерна со средним диаметром 40—60 мкм. Внутри зерен есть выделения нитридов титана, достигающие 5—8 мкм. Выдержка при температуре 750 К до 100 ч не вызывает видимых изменений микроструктуры [14].

Сопоставление механических характеристик феррита армко-железа (см. п. 7.1) и легированного феррита стали 15Х25Т в неохрупченном состоянии с практически одинаковым размером зерен показывает, что легирование хромом повышает размах порогового КИН почти в два раза, а предел текучести примерно на 30 % при тех же значениях показателей пластичности. Это в значительной степени может быть результатом изменения сил Пайерлса—Набарро из-за твердорастворного упрочнения, вызванного наличием в стали 15Х25Т большого количества хрома [13]. Таким образом, повышения порога усталости $\Delta K_{th}$ сплава можно достичь, изменяя силы «трения» решетки — будь то легированием сплава или специальными видами обработки. О прямой зависимости между силами «трения» решетки и размахом порогового КИН подобных материалов свидетельствует также увеличение порога усталости $\Delta K_{th}$ при понижении температуры испытаний [15], вызывающем рост сил «трения» решетки.

Полная КДУР получена лишь для стали 15Х25Т в неохрупченном состоянии (рис. 7.4). Во всех остальных случаях образцы спонтанно разрушаются при достижении скорости РУТ (4—7) $10^{-9}$ м/цикл. Отпуск при температуре 750 К приводит к повышению размахов пороговых КИН $\Delta K_{th}$. Характер изменения ЦТ образцов различной толщины неодинаков для охрупченного и неохрупченного материалов (рис. 7.5). По мере уменьшения толщины образцов от 15 до 3 мм порог усталости $\Delta K_{th}$ неохрупченной стали несколько возрастает, а стали, прошедшей 12-часовую выдержку при температуре 750 К, заметно падает.

Усталостная трещина в неохрупченных образцах при размахах КИН $\Delta K$, соответствующих I участку КДУР, распространяется с образованием

бороздок и строчечности. В отдельных случаях попадаются единичные фасетки межзеренного скола. Повышение размаха КИН приводит к расширению в изломе площади занимаемой внутри- и межзеренным скольным разрушением. В охрупченных образцах РУТ с низкими скоростями сопровождается появлением отдельных участков бороздчатого рельефа на общем фоне хрупкого внутри- и межзеренного разрушения. На фасетках скола видны двойниковые разрывы (язычки), свидетельствующие о деформационном двойниковании в зоне предразрушения у вершины трещины.

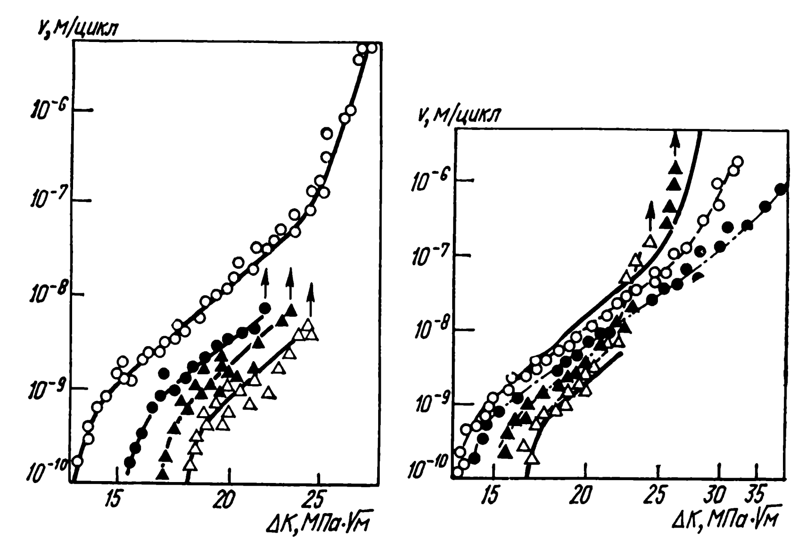
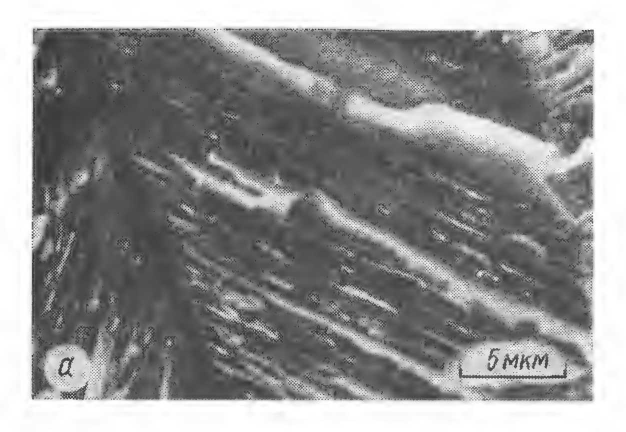



Рис. 7.4. КДУР образцов стали 15Х25Т в неохрупченном состоянии (○) и после выдержки при температуре 750 К в течение 1, 12 и 100 ч (соответственно кривые ●, ▲, △).

Рис. 7.5. КДУР образцов стали 15Х25Т толщиной 6 мм (○, △) и 3 мм (●, ▲) в неохрупченном состоянии (○, ●) и после выдержки при температуре 750 К в течение 12 ч (△, ▲) (сплошные линии соответствуют результатам испытаний образцов толщиной 15 мм — ср. рис. 7.4).

Повышение размаха КИН интенсифицирует процесс двойникования (рис. 7.6). С уменьшением толщины испытываемых охрупченных образцов сокращается площадь излома, занятая внутри- и межзеренным сколом, и становится не столь интенсивным механическое двойникование в устье усталостной трещины.

Дисперсионное упрочнение, связанное с повышением предела текучести, отрицательно сказывается на припороговой трещиностойкости стали, т. е. с ростом условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ порог усталости $\Delta K_{th}$ снижается [17]. Это находится в соответствии с общей тенденцией взаимосвязи порога текучести и предела усталости, установленной другими способами упрочнения, вязанными с величиной зерна и холодным наклепом металлов.



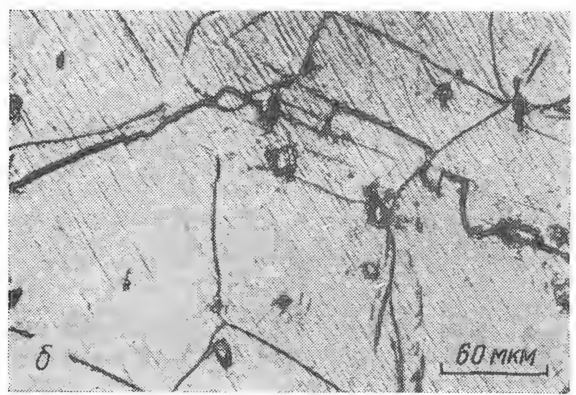




Рис. 7.6. Микростроение усталостного излома (*а*) и особенности РУТ по боковой поверхности (*б*) в образце стали 15Х25Т толщиной 15 мм ($\Delta K = 22$ МПа$\times \times \sqrt{м}$), подвергнутой охрупчивающему отпуску при температуре 750 К в течение 100 ч.

## 7.4. Роль углерода в сталях и фактор термического упрочнения

Термическая обработка, базирующаяся на закалке и последующем отпуске, в сочетании с металлургическим фактором (содержанием углерода) является общепризнанным средством управления конструктивной прочностью умереннолегированных конструкционных сталей.

Влияние содержания углерода и термической обработки на ЦТ конструкционных сталей широкого машиностроительного назначения было изучено на сталях типа ХГСТ в диапазоне содержаний углерода от 0,3 до 0,9 % [18, 19]. Увеличение температуры отпуска конструкционной стали с повышенным содержанием углерода способствует обычно росту ее

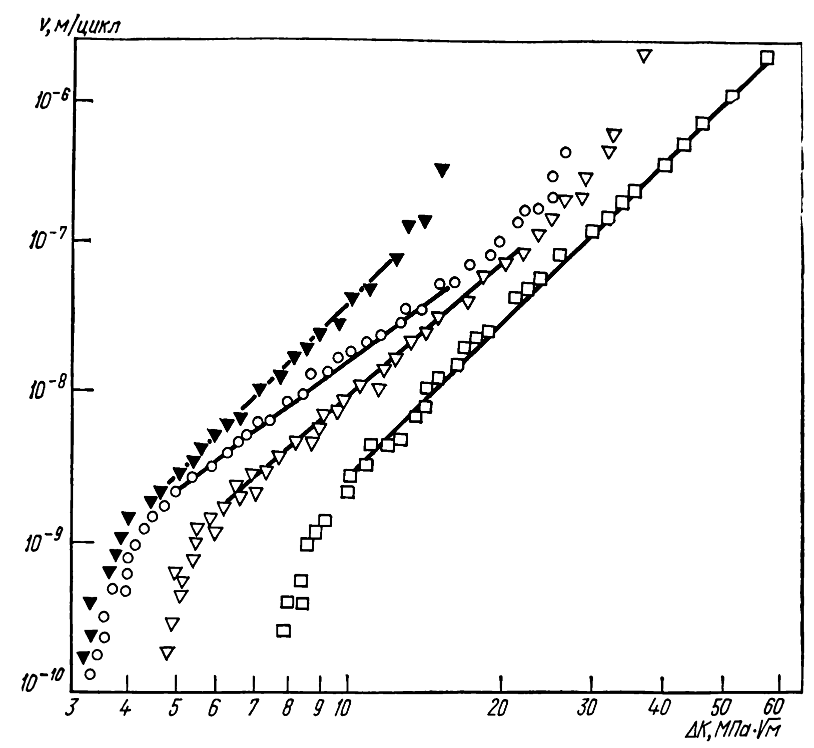



Рис. 7.7. КДУР образцов стали 75ХГСТ, подвергнутых закалке и отпуску в течение 2 ч при температуре 470 К (▼), 670 (○), 770 (▽) и 870 К (□).

ЦТ (рис. 7.7). Микроструктура стали влияет на ЦТ на всех трех участках КДУР, об этом свидетельствуют показатели *n* уравнения Пэриса, а также пороги усталости $\Delta K_{th}$ (см. табл. 7.2). Последние при повышении температуры отпуска от 470 до 870 К увеличиваются более чем в два раза. Воздействие температуры отпуска на субкритический РУТ в большей степени проявляется в высокоуглеродистых сталях 75ХГСТ и 90ХГСТ, чем в сталях, содержащих 0,3—0,55 % С (рис. 7.8). Припороговый РУТ в сталях, подвергнутых низкому и среднему отпуску, например сталях 50ХН и 60ХС, структурно нечувствителен [20]. Диапазон слабой структурной чувствительности порога усталости $\Delta K_{th}$ к превращениям при отпуске также зависит от количества углерода в стали. Так, для сталей с 0,75—0,9 % С пороги усталости $\Delta K_{th}$ практически не меняются вплоть до температур отпуска 670 К. В стали 30ХГСТ повышение порога усталости начинается несколько раньше.

Влияние общего количества углерода в закаленных и отпущенных сталях на скорость РУТ проявляется по-разному в зависимости от температуры отпуска и, как следствие, структурного состояния стали. Так, ЦТ отпущенного мартенсита снижается по мере увеличения количества углерода в сталях (рис. 7.9, *а*): в области средних и высоких амплитуд на-

гружения это влияние значительно, в припороговой области увеличение количества углерода в стали с 0,3 до 0,9 % приводит к снижению порога усталости на 15—17 %. В отпущенных при температуре 870 К сталях изменение содержания углерода на КДУР проявляется прежде всего на первом низкоамплитудном участке. В этом случае высокоуглеродистые стали имеют более высокие пороги усталости по сравнению с низко- и среднеуглеродистыми. На II участке КДУР по мере повышения размаха КИН кривые для сталей с различным содержанием углерода сближаются (рис. 7. 9, *б*).

Спектр структур, задающих различные механические свойства изделиям из закаленных углеродистых сталей, может быть достигнут в результате варьирования температуры и продолжительности отпуска. Закаленная углеродистая сталь имеет структуру мартенсита, обладающего

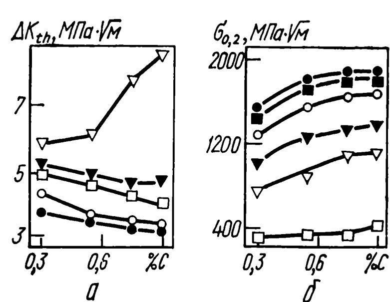



Рис. 7.8. Зависимость порогов усталости (*а*) и предела текучести (*б*) от содержания углерода в образцах из сталей типа ХГСТ ($R=0{,}05$; $f=24$ Гц):

● отпуск при 470 К, 2 ч; ■ — 570 К, 2 ч; ○ — 670 К, 2 ч; ▼ — 770 К, 2 ч; ▽ — 870 К, 2 ч; □ — 970 К, 60 ч.

высокими прочностью и хрупкостью, которые зависят от количества углерода в пересыщенном твердом растворе. Известны два типа мартенсита: реечный и пластинчатый. Последний характерен для высокоуглеродистых сталей, его называют двойникованным. Трещиностойкость такого мартенсита (как при статическом, так и при циклическом нагружении [20, 21]) весьма низкая. Увеличение количества углерода в твердом растворе отрицательно сказывается на сопротивлении мартенсита РУТ (см. рис. 7.7, 7.8). Из сопоставления характеристик прочности и припороговой ЦТ следует (рис. 7.10), что в области высоких значений предела текучести сталей, соответствующей мартенситу отпуска, пороги усталости не превышают 4 МПа·$\sqrt{\text{м}}$. В легированных конструкционных сталях возможности структурной оптимизации конструктивной прочности мартенсита ограничены [19—21].

По мере повышения температуры отпуска когерентно связанная с матрицей в отпущенном мартенсите (до 470 К) карбидная фаза начинает выделяться в виде цементита, происходят процессы коагуляции и глобуляризации карбидных частиц. Вследствие распада мартенсита углерод уходит из твердого раствора, связываясь в карбиды, и после отпуска выше температуры 770 К содержание углерода в твердом растворе незначительно. Сфероидизированные углеродистые стали упрочняются карбидными частицами [22]. Концентрация углерода в стали — основной параметр, контролирующий объемную долю карбидной фазы и предопределяющий, в сущности, расположение карбидов. В сталях, содержащих до 0,55 % С, карбидная фаза выделяется преимущественно по границам ферритных зерен, следовательно, параметром, регламентирующим прочность этих сталей, должен быть размер зерна феррита [23]. Если содержание углерода превышает 0,55 %, выделение карбидной фазы происходит также и внутри зерна и, таким образом, доминирующим становится механизм

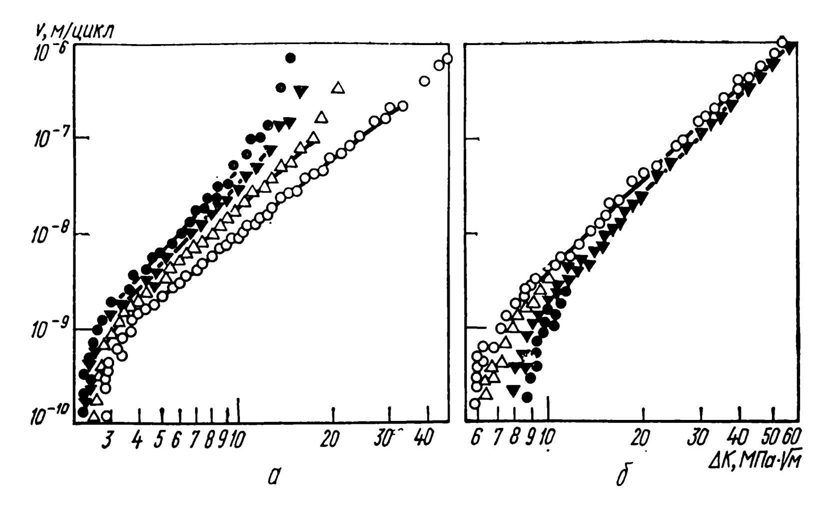



Рис. 7.9. КДУР образцов сталей, подвергнутых закалке и двухчасовому отпуску при температуре 470 К (*а*) и 870 К (*б*):
○ — 30ХГСТ; △ — 55ХГСТ; ▼ — 75ХГСТ; ● — 90ХГСТ.

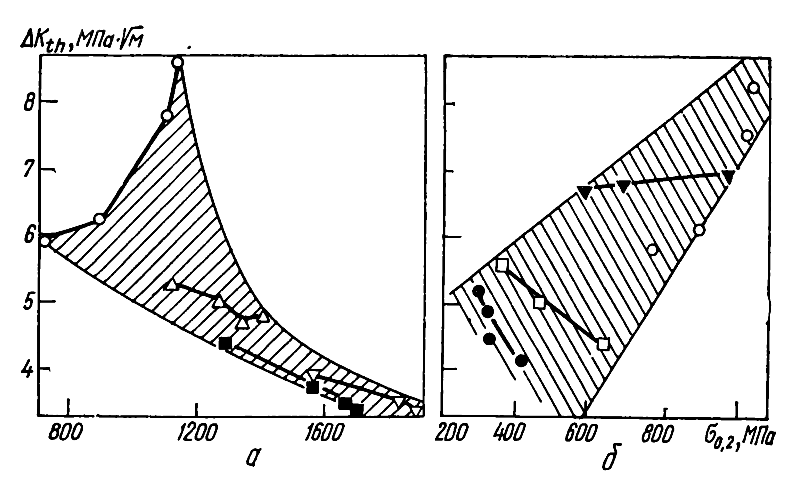
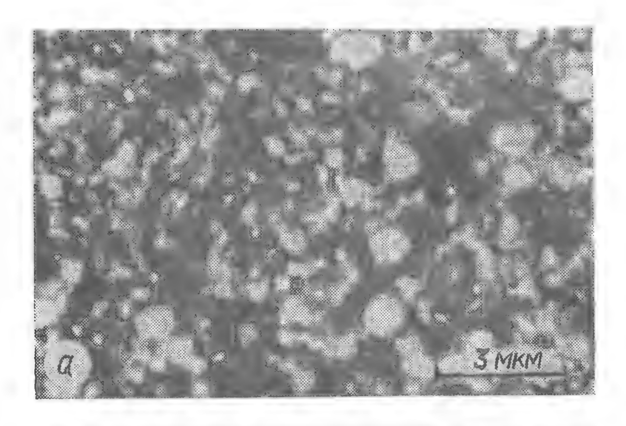



Рис. 7.10. Зависимость порогов усталости от предела текучести сталей типа ХГСТ, подвергнутых закалке и отпуску (*а*), а также сталей типа ХГСТ со структурой пластинчатого (□) и зернистого (●, ○, ▼) перлита (*б*):
● — стали 30—90ХГСТ, отпуск при 970 К, 60 ч; ○ — 30—90ХГСТ, 870 К, 2 ч; △ — 30—90ХГСТ, 760 К, 2 ч; ■ — 30—90ХГСТ, 670 К, 2 ч; ▽ — 30—90ХГСТ, отпуск при 470 К, 2 ч; ▼ — сталь 75ХГСТ, зернистый перлит с межчастичным расстоянием 0,45, 0,88 и 1,23 мкм; □ — сталь 75ХГСТ, пластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием 0,4, 0,8, 1,2 мкм.



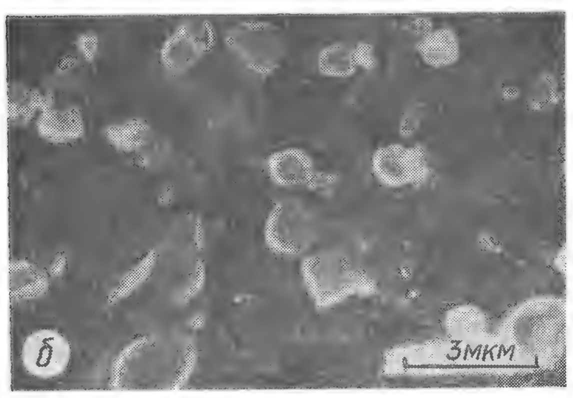




Рис. 7.11. Микроструктуры стали 75ХГСТ, подвергнутой закалке и отпуску при температуре 870 К в течение 2 ч (*а*) и 970 К в течение 60 ч (*б*).

упрочнения карбидными частицами. Упрочняющая роль карбидной фазы в этом случае сводится к регламентации размеров субзерен феррита, от которых во многом зависит уровень предела текучести. Вместе с тем при оценке благоприятного влияния на порог усталости повышения концентрации углерода в сталях, подвергнутых двухчасовому отпуску при 870 К, нельзя не учитывать наличия частиц карбидной фазы внутри зерен феррита. Как показывает микроструктурный анализ, такой отпуск ведет к образованию дисперсной карбидной фазы, плотность которой во внутризеренных объемах возрастает с увеличением содержания углерода (рис. 7.11, *а*). Вероятно, образование в указанном режиме отпуска специфической плотно заполненной дисперсной структуры является действенным средством одновременного повышения предела текучести и припороговой трещиностойкости сталей (см. рис. 7.10, *а*). Иная ситуация складывается в стали, отпущенной в течение 60 ч при 970 К, когда крупные карбидные частицы

(рис. 7.11, *б*) выступают в большей мере уже как источники зарождения трещин, снижая ЦТ стали.

**Рост усталостных трещин в мартенсите с различным уровнем внутренних напряжений.** Структурное состояние высокопрочного мартенсита и, как следствие, эксплуатационные свойства закаленной углеродистой стали определяются характером мартенситного превращения и, в частности, значением неоднородных структурных микронапряжений, возникающих в процессе мартенситного превращения и являющихся причиной склонности закаленной стали к хрупкому разрушению. Оценка влияния на РУТ внутренних микронапряжений, возникающих в мартенситной структуре при закалке, проведена на примере стали 20Х13 [24], которая характеризуется низкой критической скоростью охлаждения при закалке и закаливается с образованием мартенситной структуры даже при охлаждении на воздухе.

**Таблица 7. 3. Влияние скорости охлаждения при закалке на характеристики РУТ стали 20Х13**

| Охлаждающая среда | Скорость охлаждения, К/с | Коэффициенты уравнения Пэриса | |
|---|---|---|---|
| | | $C$ | $n$ |
| 10%-ный раствор NaCl | 380 | $8,18 \cdot 10^{-11}$ | 2,04 |
| Вода при 293 К | 230 | $4,7 \cdot 10^{-11}$ | 2,21 |
| Машинное масло при 293 К | 50 | $2,49 \cdot 10^{-11}$ | 2,40 |
| Воздух | 12 | $4,48 \cdot 10^{-23}$ | 3,65 |

С целью получения различных уровней внутренних микронапряжений в мартенсите закалку стали 20Х13 проводили в различных средах, обеспечивающих изменение скорости охлаждения образцов в температурной области начала мартенситного превращения (530—540 К) в пределах 380—12 К/с (табл. 7.3).

Микроструктурный анализ показал, что все использованные скорости охлаждения образцов обеспечивали протекание мартенситного превращения. Средний размер действительного аустенитного зерна составлял 15—20 мкм. Величина пакетов мартенситных кристаллов находилась в пределах 3—15 мкм. Электронно-микроскопическое изучение тонких фольг свидетельствовало об образовании преимущественно реечного мартенсита с очень небольшой долей кристаллов двойникованного мартенсита. Рост скорости охлаждения вызывал незначительное уменьшение размеров мартенситных кристаллов. Возрастание ширины интерференционной линии $\beta_{220}$ при увеличении скорости охлаждения образцов свидетельствует о существенном повышении уровня объемных микронапряжений, обусловленных упругой деформацией, возникающей при мартенситном превращении (рис. 7.12, *а*).

Изменение характеристик прочности и пластичности закаленной стали 20Х13 в зависимости от скорости охлаждения при закалке представлено на рис. 7.12, *б*, *в*. Твердость мартенсита *HRC*, а также пластичность $\psi$ слабо зависят от уровня внутренних микронапряжений (рис. 7.12, *б*). Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ несколько снижается при уменьшении скорости охлаждения от 380 до 50 К/с и довольно резко падает при дости-

жении ею 12 К/с (рис. 7.12, *в*). Наиболее сильно реагирует на изменение уровня внутренних микронапряжений в мартенсите вязкость разрушения $K_{Ic}$, уменьшаясь при ужесточении условий охлаждения более чем в 2,5 раза (рис. 7.12, *в*).

Внутренние микронапряжения в образцах размерами 6×15×130 мм, возникающие при циклическом нагружении с частотой 25—30 Гц, существенно влияют на сопротивление закаленной стали 20Х13 РУТ (рис. 7.13, см. табл. 7.3). При испытаниях в дистиллированной воде снижение порога усталости под действием воды в значительной степени определяется внутренними микронаряжениями, усиливаясь по мере их роста (см. рис. 7.12, *г*, 7.13). Влияние уровня внутренних микронапряжений на предел выносливости $\sigma_{-1}$ мартенсита стали 20Х13 неоднозначно: повышение скорости охлаждения при закалке от 12 до 50 К/с несколько увеличивает предел выносливости $\sigma_{-1}$, в то время как дальнейшее ужесточение условий закалки снижает его (рис. 7.12, *г*).

Наиболее сильно воздействие уровня внутренних микронапряжений проявляется при низких скоростях РУТ, соответствующих I участку КДУР. Снижение размаха КИН, сопровождающееся увеличением площади излома, занимаемой плоскими скольными фасетками, указывает на интенсификацию скольного разрушения габитусных границ пакетов при по-

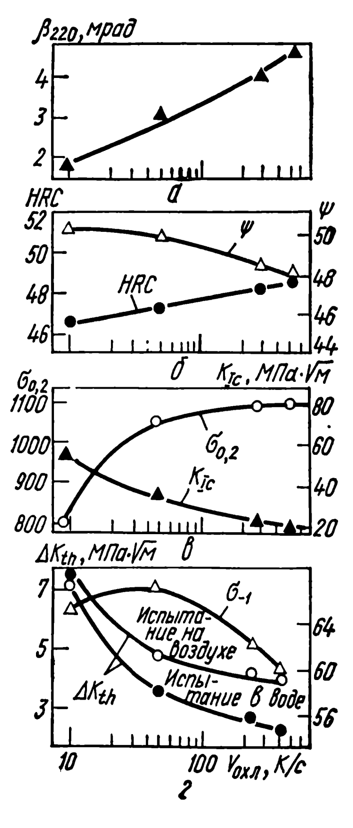



Рис. 7.12. Результаты рентгеноструктурного анализа (*а*), а также механических испытаний при кратковременном (*б*, *в*) и циклическом (*г*) нагружении образцов из стали 20Х13, закаленных с различной скоростью охлаждения $V_{охл}$.

вышении внутренних микронапряжений в стали. Переход от межпакетного к межзеренному РУТ при скоростях выше $10^{-8}$ м/цикл, очевидно, обусловлен низкой прочностью границ действительных аустенитных зерен, ослабленных как сегрегациями атомов примесных элементов, так и полями внутренних микронапряжений. Необходимое условие такого перехода — соизмеримость зоны предразрушения у вершины трещины с размером определенного микроструктурного элемента стали (пакет, зерно). Первые участки межзеренного РУТ на общем фоне бороздчатого квазискола появляются при размахах КИН, обеспечивающих в вершине трещины максимальную величину ПЗ $r_y$ = 10 мкм (значение $r_y$ рассчитывали по формуле $r_y = 0,13\,(\Delta K/\sigma_{0,2})^2$ [11]), т. е., когда $r_y$ достигала размеров самых мелких аустенитных зерен. Следовательно, при более низких скоростях




Рис. 7.13. КДУР стали 20Х13 со структурой мартенсита, полученного при закалке с различными скоростями охлаждения (светлые и темные символы — испытания соответственно на воздухе и в воде):

▽, ▼ — $v_{охл}$=12 К/с; ○, ● — $v_{охл}$ = 50 К/с; □, ■ — $v_{охл}$= 230 К/с; △, ▲ — $v$ = 380 К/с.

РУТ определяющим микроструктурным параметром становится размер мартенситного пакета.

Таким образом, статическая и ЦТ мартенсита во многом определяются уровнем внутренних микронапряжений, ухудшаясь по мере их роста. Это связано с реализацией скольного разрушения по габитусным границам мартенситных пакетов, являющимся местами локализации полей внутренних микронапряжений и интенсификаций межзеренного РУТ.

## 7.5. Закономерности формирования порогов усталости

Припороговая ЦТ — одна из важнейших характеристик конструктивной прочности изделий, работающих в режиме многоциклового нагружения. При оценке работоспособности последних ее следует рассматривать в сочетании с другими показателями конструктивной прочности, определяющими сопротивление зарождению трещин, в частности условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и выносливости $\sigma_{-1}$. Поскольку между величинами $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{-1}$ существует почти симбатная корреляция (нарушаемая лишь в

области высокопрочных состояний) [4], для обеспечения высокой конструктивной прочности изделий при многоцикловом нагружении следует стремиться к сочетанию высоких значений порога усталости $\Delta K_{th}$ и предела текучести $\sigma_{0,2}$.

На рис. 7.14 представлена одна из разновидностей так называемых диаграмм конструктивной прочности сталей, устанавливающая связь между обеими названными характеристиками и построенная для различных сталей на основании данных о влиянии их состава и обработки на механические свойства и ЦТ в условиях как низкой ($R = 0 \div 0{,}2$), так и высокой ($R = 0{,}65 \div 0{,}85$) асимметрии цикла напряжений. Приведенная диаграмма свидетельствует о существовании широкого диапазона значений $\Delta K_{th}$ для отдельных заданных значений предела текучести. Этот диапазон явно расширяется по мере снижения $\sigma_{0,2}$. Из строения областей, заполненных массивом имеющихся

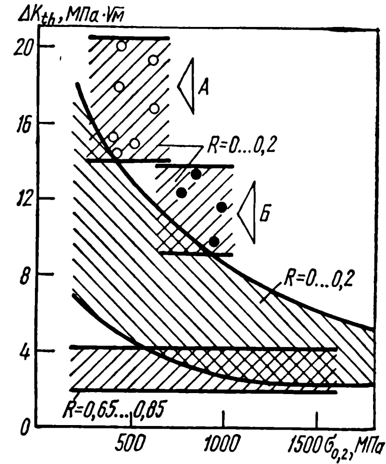



Рис. 7.14. Диаграмма конструктивной прочности сталей с различными типами структур и асимметрией цикла:

*А* — двухфазные ферритно-мартенситные стали; *Б* — зернистый перлит, дисперсные структуры.

данных, просматривается отмечавшаяся некоторыми исследователями обратно пропорциональная зависимость между условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и порогом усталости $\Delta K_{th}$ [25—27]. Рекордно высокие уровни порога усталости обнаруживаются в левом верхнем углу КДУР и достигаются в новых двухфазных мартенситно-ферритных сталях [27, 28].

Влияние на пороги усталости различных структурных упрочняющих факторов схематически представлено на рис. 7.15. Отмеченная на рис. 7.14 обратно пропорциональная зависимость между порогом усталости $\Delta K_{th}$ и условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ обеспечивается прежде всего варьированием температуры отпуска в конструкционных сталях с широким диапазоном содержания углерода (схема VII). При этом полный массив данных может быть расчленен на два подмассива, соответствующих низко- и высокоуглеродистым сталям [21]. Обратно пропорциональная зависимость между величинами $\Delta K_{th}$ и $\sigma_{0,2}$ сохраняется также при изменении величины зерна в железе и сталях [19, 21] (схема I). Подобным же образом сказывается влияние дисперсионного упрочнения в низкопрочных материалах. Однако после достижения определенной степени упрочнения (высокая плотность дисперсионных частиц и рост их размера) зависимость $\Delta K_{th}$—$\sigma_{0,2}$ приобретает противоположный характер (схема IV).

Симбатную зависимость между величинами $\Delta K_{th}$ и $\sigma_{0,2}$ обеспечивает наклеп однофазного металла и легирование твердого раствора, когда одновременно повышаются оба указанных параметра (схемы II, III). Это воздействие не столь радикально, как, например, влияние температуры отпуска, однако в целом тенденция явно противоположна первой. Наличие такой тенденции связано с воздействием упрочняющих факторов

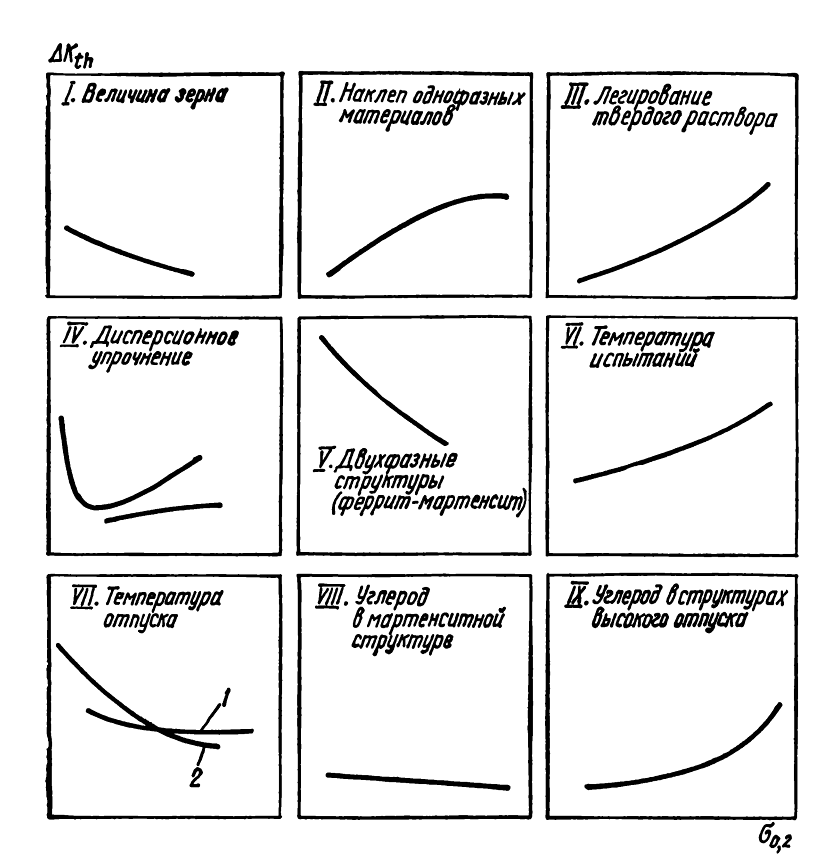



Рис. 7.15. Схемы, иллюстрирующие взаимодействие порога усталости и условного предела текучести под влиянием различных структурных факторов (*1* — высокоуглеродистые, *2* — низкоуглеродистые стали).

на первую составляющую уравнения Стро—Петча для предела текучести (7.1), соответствующую изменению сопротивления трения в кристаллической решетке. Подобным образом проявляется изменение температуры испытаний в железе и других металлах (схема VI) [15].

Интенсификация упрочнения низкоотпущенного мартенсита за счет увеличения содержания углерода в стали в пределах 0,3—1,0 % С приводит к незначительному уменьшению порога усталости [19] (схема VIII). В структурах улучшения тенденция во влиянии содержания углерода противоположна (схема IX), хотя при отжиге кривая зависимости $\Delta K_{th}$—$\sigma_{0,2}$ напоминает кривые, полученные в низкоотпущенных сталях (см. рис. 7.8). Ввиду практической значимости на схеме V показана зависимость $\Delta K_{th}$ —$\sigma_{0,2}$ для ферритно-мартенситных структур в легированных низкоуглеродистых сталях: сочетание припороговой ЦТ и предела текучести, благоприятное при рекордном пороге усталости. Двухфазность за счет закалки из межкритического диапазона температур в высокопрочном мартенсите со значительным содержанием углерода ($C > 0,25$ %) имеет ката-

строфические последствия для конструктивной прочности. В этом случае существенно снижается также вязкость разрушения $K_{Ic}$ [29].

Огромные возможности в варьировании порога усталости, вытекающие из данных на рис. 7.14, связаны главным образом с повышением порогов усталости за счет воздействия структурных факторов на ЗТ [26]. Это в определенной мере подтверждается косвенно на основании данных о связи порога усталости $\Delta K_{th}$ и условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ при испытаниях с высокой асимметрией (рис. 7.14, $R = 0{,}65 \div 0{,}85$). В последнем случае пороги усталости сталей независимо от уровня их прочности ук-

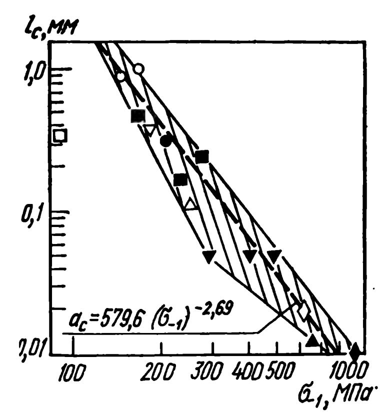



Рис. 7.16. Зависимость между критической длиной короткой трещины $l_c$ и пределом выносливости сталей и сплавов:

○ — техническое железо; ■ — низкоуглеродистые стали; ▽ — сталь 20Х13 (отжиг); △ — аустенитная сталь; ● — алюминиевый сплав; □ — сплав АМГ-61; ◇ — сталь 45ХН2МФА (отпуск при 670 К); ▼ — сталь 75ХГСТ, структуры отжига; ▲ — сталь 20Х13 (закалка); ◆ — сталь 4340 (типа 40ХН2М).

ладываются в полосу значений 2—4 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$. Подробнее роль фактора ЗТ в припороговой трещиностойкости сплавов см. в гл. 8.

Отмеченная общая тенденция в характере корреляционной зависимости между величинами $\Delta K_{th}$ и $\sigma_{0,2}$, а следовательно, и аналогичной зависимости между $\Delta K_{th}$ и $\sigma_{-1}$ [19] также хорошо просматривается из анализа особенностей формирования порогов усталости в случае коротких трещин. Как было показано в гл. 6, в области коротких трещин порог усталости снижается. Нарушение инвариантности порога усталости начинается обычно при достижении предельной длины трещины $l_0$, которая является структурно чувствительной величиной и зависит от циклической прочности материала.

Из рис. 6.41 видно, что с повышением усталостной прочности стали критический размер трещины $l_c$ уменьшается от 1 мм для железа до десятков микрометров для высокопрочных сталей. Значит, для высокопрочных сталей размер зародышевой трещины соизмерим с величиной структурных неоднородностей типа включений, карбидов и т. п. На основании полученной в логарифмических координатах линейной зависимости (рис. 7.16) можно представить связь между $l_c$ и $\sigma_R$ в виде степенной функции

$$l_c = Q\,\sigma_R^{\beta}, \tag{7.2}$$

где $Q$ и $\beta$ — константы.

Принимая во внимание, что выход на короткие трещины связан с достижением номинальным напряжением предела выносливости, записываем

$$K_{th} = \sigma_R \sqrt{\pi l_c}. \tag{7.3}$$

Из уравнений (7.2) и (7.3) получается соотношение, связывающее пороговый КИН с пределом выносливости

$$K_{th} = Q_0 \, \sigma_R^{1-\frac{1}{2}\beta}, \qquad (7.4)$$

где $Q_0 = \sqrt{\pi Q}$. Статистическая обработка имеющихся данных показала, что значение $\beta$ всегда больше 2, таким образом уравнение (7.4) является зависимостью гиперболического типа. По-видимому, уравнение (7.4) следует рассматривать лишь как первое приближение, при более тщательном анализе речь должна идти о двух значениях $\beta$, соответственно для областей низких и высоких пределов выносливости.

## 7.6. Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения

**Рост трещин на среднеамплитудном участке.** На среднем участке КДУР применение подходов линейной механики разрушения при оценке РУТ в металлических сплавах наиболее корректно, поскольку, с одной

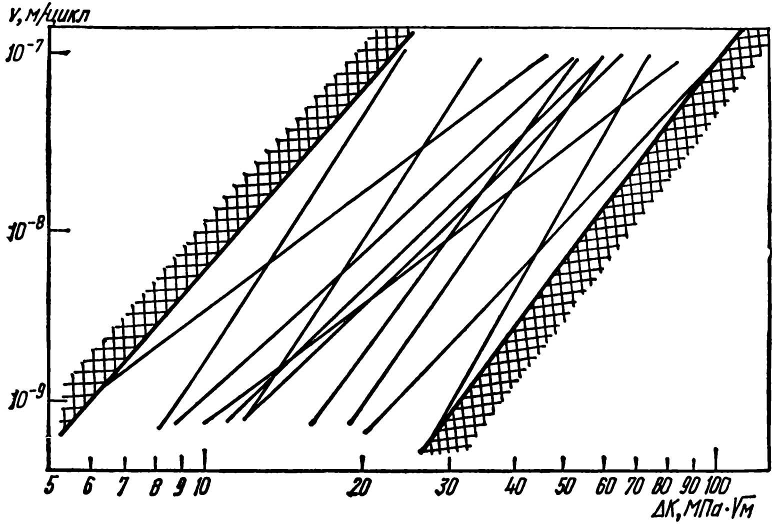



Рис. 7.17. Зона рассеивания среднеамплитудных участков КДУР различных сталей и сплавов.

стороны, размеры статической и циклической зон пластической деформации у вершины трещины многократно превышают размеры структурных составляющих материала, а с другой — они значительно меньше длины трещины и толщины образца. Поэтому в пределах среднеамплитудного участка КДУР ощутимого влияния на скорость РУТ структурно-металлургических факторов, а также условий испытаний — частоты и асимметрии цикла нагружения и т. п.— не должно быть. Значительное число экспериментальных данных подтверждает эти предположения. Однако для ряда сталей среднеамплитудные участки КДУР [30], полученные при испытани-

ях образцов различной толщины в условиях нагружения с асимметрией цикла $R = 0{,}05 \div 0{,}7$, свидетельствуют, что при фиксированных значениях размаха КИН различия в скорости РУТ могут составлять полтора-два порядка (рис. 7.17). Одновременно претерпевает большие изменения диапазон значений размаха КИН и соответственно скоростей РУТ, в пределах которых РУТ подчиняется степенной зависимости Пэриса.

Типично усталостный микромеханизм РУТ, реализуемый в пределах II участка КДУР, соответствует образованию бороздок усталости (см. гл. 3). Этот механизм без особых трудностей может быть смоделирован для описания субкритического РУТ в квазихрупком континууме. Бороздчатому механизму РУТ отвечает сравнительно узкая полоса данных, составляющая основу всего имеющегося массива точек (рис. 7.18). Существенные отклонения от этой полосы, направленные преимущественно в сторону роста скоростей, связаны с образованием областей других микромеханизмов разрушения. Так, реализация межзеренного скола обеспечивается лишь в условиях повышенной асимметрии цикла в материалах с некоторыми структурными особенностями (наличие зернограничных выделений карбидов или примесных элементов). Внутризеренный скол обнаруживается, как правило, при повышенных КИН в связи со структурными или температурными факторами, обусловливающими повышение сил трения в решетке. Аналогично образование ямочного вязкого рельефа на поверхности усталостного разрушения вызывается как повышением гидростатической компоненты напряжений в зоне предразрушения у вершины трещины, так и созданием в структуре материала определенного распределения, формы и размеров неметаллических включений или карбидных частиц, служащих местами зарождения микропор. Таким образом, анализ структурной чувствительности скорости РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР необходимо проводить с учетом условий нагружения и реализуемого микромеханизма РУТ.

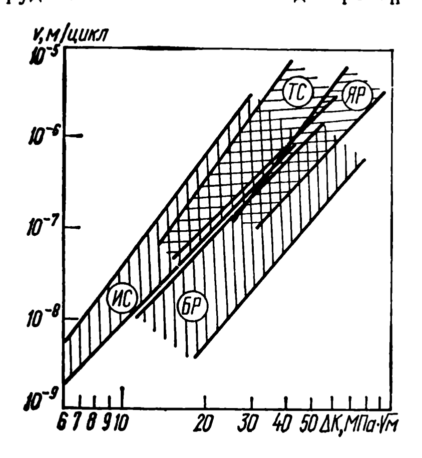



Рис. 7.18. Области проявления различных микромеханизмов РУТ в среднеамплитудной области КДУР:

*БР* — бороздчатый рельеф; *ЯР* — ямочное разрушение; *ИС* — интеркристаллитный скол; *ТС* — транскристаллитный скол.

**Величина зерна.** Основной структурный параметр однофазных материалов — величина зерна $d$ — практически не влияет на сопротивление РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР (это касается размера как ферритного зерна в низкоуглеродистой стали [31], так и действительного аустенитного зерна в высокопрочной стали 0,35 С — 4 Cr с мартенситной структурой [32]). Однако такая ситуация (см. схему I на рис. 7.19) наблюдается только в том случае, когда увеличение размера зерна не вызывает изменения микромеханизма разрушения. Если же такое увеличение усиливает склонность к разрушению сколом, скорость РУТ возрастает (такие результаты получены, например, при исследовании влияния размера зерна на кинетику РУТ в перлитной стали 30ХГСНА [33]).

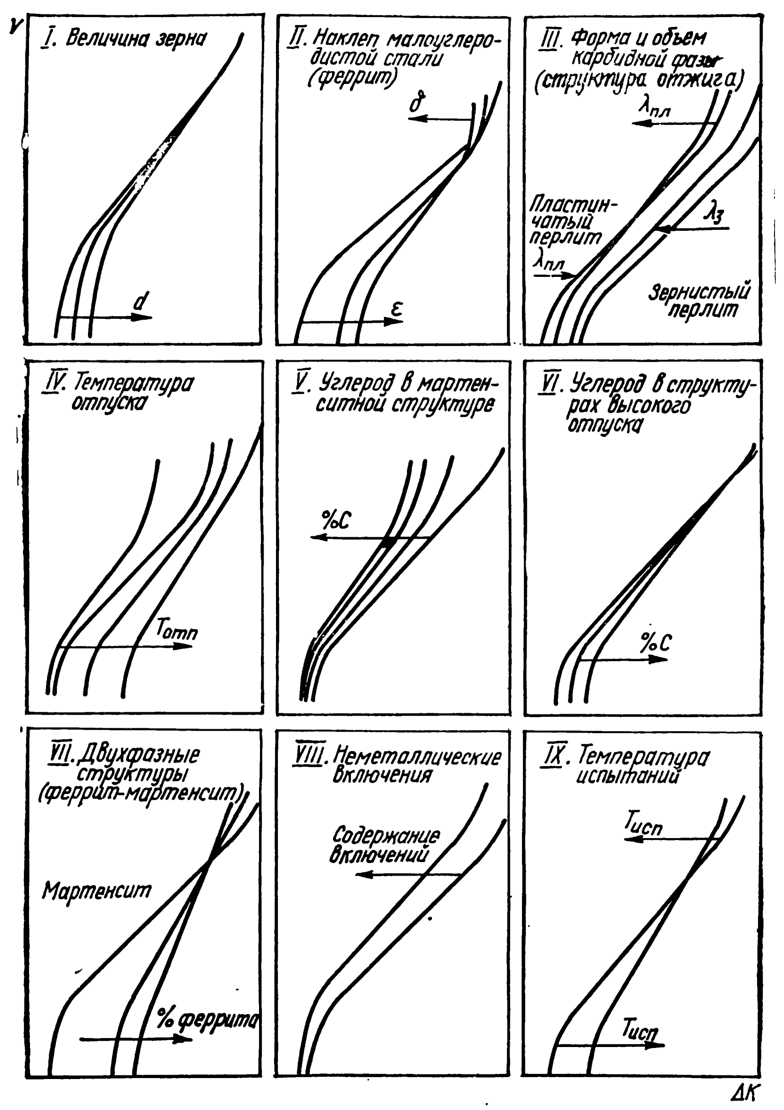



**Рис. 7.19.** Влияние различных структурных факторов на ход КДУР конструкционных сталей.

**Холодный наклеп.** Влияние холодной пластической деформации неоднозначно. Для однофазных материалов с низкой исходной плотностью дислокации (например, отожженное железо и низкоуглеродистая сталь) наклеп, не превышающий 50 %, увеличивает сопротивление РУТ в диапазоне скоростей $10^{-9}$—$5 \cdot 10^{-7}$м/цикл (см. рис. 7.3, *в* и схему II на рис.

7.19). В то же время более интенсивная пластическая деформация в железе или даже невысокая пластическая деформация с предварительным упрочнением (например, закалкой) может заметно снизить сопротивление РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР.

**Отожженные стали: морфология карбидной фазы.** Скорость РУТ в отожженных сталях зависит от соотношения объемных долей в структуре ферритной и перлитной фаз. Увеличение объемной доли перлита в феррито-перлитных структурах ускоряет РУТ в диапазоне скоростей $10^{-8}$—$10^{-6}$ м/цикл [39]. Для стали 1 С — 1,35 Mn— 0,5 Cr, отожженной по трем режимам, обеспечившим получение структур зернистого, пластинчатого перлита и смешанного зернисто-пластинчатого перлита [35], в среднеамплитудном участке КДУР наиболее высокой ЦТ обладает структура со сфероидизированной, а минимальной—с пластинчатой формой цементита (схема III на рис. 7.19).

В структурах, содержащих пластинчатый перлит, ускоренный РУТ происходит вследствие образования фасеток внутризеренного скола на поверхности излома при прорастании трещиной участков пластинчатого перлита. В перлитных структурах основными факторами, определяющими сопротивление РУТ, являются форма и размеры частиц карбидной фазы [18]. При сохранении неизменной объемной доли сферических карбидных частиц увеличение межчастичного расстояния $\lambda_з$ в три раза (при одновременном повышении их диаметра), обеспечивающее снижение предела текучести стали с 910 до 540 МПа, не вызывает ощутимого изменения ЦТ на среднеамплитудном участке КДУР (рис. 7.20). Аналогично ведут себя образцы стали 75ХГСТ со структурой пластинчатого перлита, в которой межпластичное расстояние $\lambda_{пл}$ изменяли в пределах 0,4—1,2 мкм за счет скорости охлаждения после отжига. Диспергация пластинчатого перлита обеспечивает повышение прочности стали почти в два раза (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ возрос с 330 до 640 МПа), однако практически не сказывается на сопротивлении РУТ. Сталь, содержащая сфероидизированные карбидные частицы, разрушается с образованием бороздок усталости и отдельных областей вязкого ямочного излома, которые формируются при раскрытии микропор, зародившихся у карбидных частиц. Укрупнение последних облегчает зарождение микропор, что ускоряет РУТ. Структура пластинчатого перлита независимо от его дисперсности разрушается при РУТ с образованием специфической перлитной полосчатости и фасеток внутризеренного (перлитного) скола, размер которых определяется величиной перлитных колоний. Появление фасеток скола на поверхности усталостного разрушения — основная причина ускоренного РУТ в стали 75ХГСТ со структурой пластинчатого перлита. Изменение объемной доли сферических карбидных включений в структуре зернистого перлита с 3,7 до 12,9 % посредством повышения содержания углерода с 0,30 до 0,90 % в сталях типа ХГСТ при сохранении неизменным межчастичного расстояния $\lambda_з$ (и соответственно уменьшении диаметра частиц) также не сказывается на сопротивлении РУТ и микромеханизме усталостной трещины при скоростях выше $10^{-8}$ м/цикл [18].

Для сталей в отожженном состоянии основным структурным фактором, определяющим скорость РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР, является форма частиц карбидной фазы в перлите. Сфероидизация карбидных частиц обеспечивает повышение ЦТ сталей. Объемная доля и размеры частиц карбидной фазы не оказывают ощутимого влияния на скорость РУТ в среднеамплитудном участке КДУР.

Изменение формы карбидных включений со сферической на пластинчатую снижает сопротивление стали РУТ в связи с повышенной склонностью пластинчатого перлита разрушаться путем внутризеренного скола, даже в условиях циклического нагружения.

**Структуры отпуска.** Термическое упрочнение сталей путем закалки с последующим отпуском значительно влияет на кинетику РУТ [19—21]. Для среднеамплитудного участка КДУР повышение прочности стали приводит обычно к снижению значения размаха КИН, соответствующего РУТ со скоростью $10^{-7}$ м/цикл. При этом изменение коэффициента $n$ уравнения

$$v = 10^{-7}\ (\Delta K/\Delta K^*)^n, \tag{7.5}$$

описывающего среднеамплитудный участок КДУР, как правило, немонотонно [20, 25]. Максимальные значения $n$ характерны для мартенситной структуры, обеспечивающей наибольшую прочность, Снижение проч-

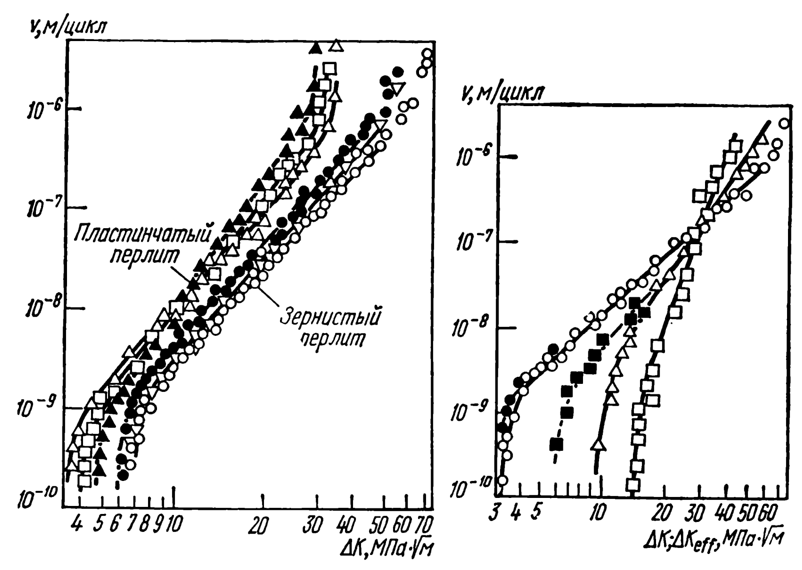



Рис. 7.20. КДУР образцов стали 75ХГСТ со структурой пластинчатого и зернистого перлита:

▲ — $\lambda_{пл} = 1{,}2$ мкм; □ — $\lambda_{пл} = 0{,}8$ мкм; △ — $\lambda_{пл} = 0{,}4$ мкм; ● — $\lambda_з = 0{,}45$ мкм; ▽—$\lambda_з = 0{,}88$ мкм; ○—$\lambda_з = 1{,}23$ мкм.

Рис. 7.21. КДУР, отражающие влияние двухфазности на ЦТ стали 06Х2Н2М:

○, ●—закалка от 1140 К; □, ■ — закалка от 998 К; ○, △, □ — в координатах $v$—$\Delta K$; ●, ■ — в координатах $v$—$\Delta K_{eff}$.

ности, вызванное повышением температуры отпуска $T_{отп}$ до 720 К, приводит к уменьшению значений коэффициента $n$ [20, 25] (см. схему IV на рис. 7.19). Однако дальнейший рост температуры отпуска (свыше 870 К) способствует увеличению значений $n$ [21, 30].

Отпуск при 570—620 К, вызывающий развитие необратимой отпускной хрупкости конструкционных сталей, не сказывается на скорости РУТ со средними и высокими скоростями, хотя заметно снижает припороговую трещиностойкость [20, 36]. В то же время обратимая отпускная хрупкость уменьшает сопротивление РУТ как при низких размахах КИН (вблизи порога усталости), так и при более высоких его значениях, вызывая повышение значений коэффициента $n$ и смещение точки $\Delta K^*$ в область более низких размахов КИН [20]. При этом площадь на поверхности усталостного разрушения, занятая фасетками межзеренного скола, возрастает,

**Содержание углерода в стали.** Влияние содержания углерода в конструкционных сталях на их сопротивление РУТ определяется температурой отпуска. В низкоотпущенном состоянии, когда стали имеют мартенситную структуру, повышение содержания углерода практически не сказывается на пороге усталости, однако ускоряет РУТ на среднеамплитудном участке КДУР, повышая значения коэффициента $n$ и снижая размах КИН $\Delta K^*$ (см. рис. 7.9, *а* и схему V на рис. 7.19). Фрактографическое проявление снижения ЦТ низкоотпущенных сталей, вызванное повышением содержания углерода,— увеличение площади излома, занимаемой участками межзеренного скола.

При изменении содержания углерода в высокоотпущенных сталях картина противоположная: влияние углерода стали максимально в припороговой области и значительно ослабляется с повышением размаха КИН $\Delta K$, обеспечивая нечувствительность кинетики РУТ в диапазоне $10^{-3}$—$10^{-6}$ м/цикл (см. рис. 7.9, *б* и схему VI на рис. 7.19).

**Двухфазные стали.** Среди перспективных сплавов особого внимания заслуживают новые двухфазные ферритно-мартенситные стали, в которых путем изменения соотношения объемного содержания и взаимного расположения ферритной и мартенситной фаз можно значительно повысить сопротивление припороговому РУТ [28, 37]. В то же время на среднеамплитудном участке КДУР все преимущества сталей с ферритно-мартенситной структурой над сталями с полностью мартенситной структурой теряются, а скорости РУТ с повышением размаха КИН значительно возрастают (рис. 7.21, см. схему VII на рис. 7.19). Такое поведение двухфазных сталей обусловлено резким усилением склонности феррита к разрушению по механизму внутризеренного скола при повышении размаха КИН. Это происходит из-за перераспределения при нагружении локальных напряжений в структурных составляющих двухфазной стали и ухудшения возможности релаксации напряжений в феррите за счет пластического течения в структуре, вызванного жесткими барьерами в виде участков мартенсита, [28]. Дополнительным фактором, усиливающим крутизну КДУР в среднеамплитудной области, может послужить высокий уровень ЗТ, который в двухфазных сталях вызывается значительной шероховатостью поверхности разрушения, образованной при РУТ с низкими скоростями [28, 38]. Благодаря этому ЗТ может влиять на ее кинетику вплоть до скоростей РУТ $10^{-7}$—$10^{-8}$ м/цикл, вызывая тем самым увеличение крутизны среднеамплитудного участка КДУР.

**Неметаллические включения в стали.** В высокопрочных сталях (со структурой низкого отпуска) неметаллические включения обычно ощутимо не влияют на кинетику РУТ [39], хотя замечена тенденция повышения ЦТ в сталях высокой чистоты или при образовании в результате внепечной обработки «композитных» включений с мягкой сульфидной оболочкой [40]. В сталях средней и низкой прочности скорость РУТ значительно чувствительнее к природе, форме и количеству неметаллических включений, чем в высокопрочных сталях (см. схему VIII на рис. 7.19). Равноосные включения существенно ускоряют РУТ, если зона пластической деформации у ее вершины становится соизмеримой с расстоянием между включениями [41, 42]. Это происходит при сильной загрязненности стали неметаллическими включениями или при распространении трещины в условиях высоких размахов КИН. Изменение формы включений с равноосной на вытянутую резко усиливает анизотропию ЦТ конструкционных сталей [43]. Например, вытянутые при прокатке сульфидные включения легко растрескиваются, попадая в зону предразрушения у вершины магистральной трещины, в результате чего скорость РУТ в поперечных образцах выше, чем в продольных [44].

Таким образом, изложенные выше соображения о кинетике РУТ в конструкционных сталях, включая данные, приведенные в табл. 7.2, позволяют сделать ряд обобщающих выводов относительно структурной чувствительности РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР. Для этого построены диаграммы, связывающие показатели прочности $\sigma_{0,2}$ и ЦТ ($\Delta K^*$, $n$) материалов, которые подобно диаграммам конструктивной

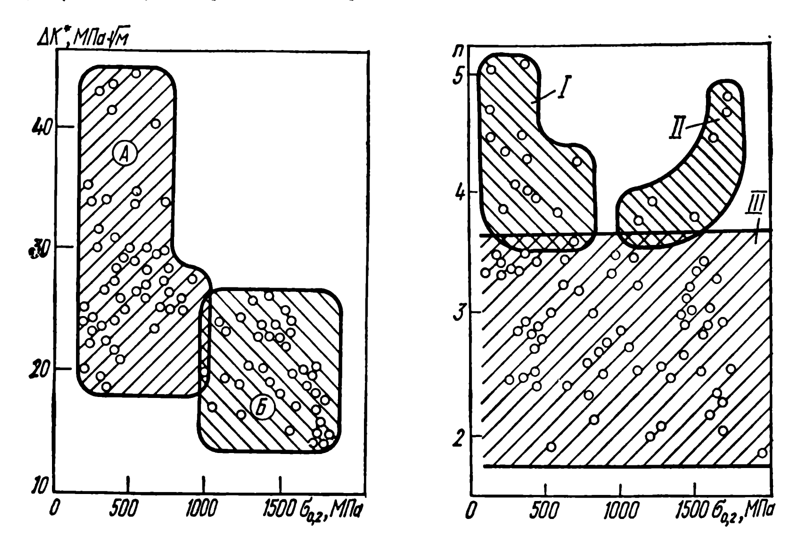



Рис. 7.22. Диаграмма, характеризующая влияние металлургических и структурных факторов на уровень размаха КИН, соответствующий $v=10^{-7}$ мм/цикл, в конструкционных сталях с различным уровнем прочности ($R=0\div0{,}05$).

Рис. 7.23. Диаграмма, характеризующая диапазон реализуемых значений коэффициента $n$ в сталях с различным уровнем $\sigma_{0,2}$ при воздействии разнообразных металлургических и структурных факторов (испытания в диапазоне значений $R=0\div0{,}1$).

прочности при кратковременном нагружении ($K_{Ic}$—$\sigma_{0,2}$) дают возможность наглядно представить тенденции изменения сопротивления РУТ в различных материалах. Диаграмма (рис. 7.22) для сталей и сплавов на основе железа состоит из двух обширных областей: $A$, охватывающей материалы низкой и средней прочности (примерно до значений $\sigma_{0,2}$ = 800÷900 МПа), в которой диапазон получаемых размахов КИН $\Delta K^*$ очень широк (в пределах 18—35 МПа·$\sqrt{м}$), и $Б$, охватывающая материалы с пределом текучести выше 900 МПа. Наличие двух областей на диаграмме $\Delta K^*$—$\sigma_{0,2}$ отражает, на наш взгляд, влияние микроструктуры материала на микромеханизм РУТ в пределах среднеамплитудного участка КДУР. При низких и средних уровнях прочности (область $A$) образование бороздок усталости — доминирующий механизм РУТ, которому соответствует обширное поле точек в диапазоне $\Delta K^*$=25÷30 МПа·$\sqrt{м}$. Снижение значений размаха КИН $\Delta K^*$ в этой области связано с активизацией хрупких механизмов РУТ, в частности внутри- и межзеренного скола. Первый характерен для ферритно-перлитных структур или полностью пластинчатого перлита, второй —

для сталей, загрязненных вредными примесями. В области *Б* уровень размаха КИН $\Delta K^*$ устойчиво снижается по мере роста прочности сталей. Эта тенденция отражает переход от бороздчатого механизма РУТ к микровязкому, ямочному с элементами бороздчатого квазискола и в дальнейшем к интенсификации статических механизмов РУТ. Это наиболее наглядно проявляется при построении зависимости коэффициента $n$ уравнения (7.5) от предела текучести $\sigma_{0,2}$ сталей (рис. 7.23). Здесь отчетливо выделяются три области: области I и II соответствуют высоким значениям $n$ ($n \geqslant 3,5$), которые, однако, достигаются в материалах с различной прочностью — до 600 МПа (область I) и выше 1200 МПа (область II); область III охватывает диапазон значений $2 \leqslant n \leqslant 3,5$, который реализуется как в низкотак и в высокопрочных сталях ($\sigma_{0,2} = 200 \div 1800$ МПа). Высокие значения $n$ в области I связаны с протеканием единичных актов хрупкого разрушения структурных составляющих материалов при РУТ. Область II типична для высокопрочных сталей, в которых РУТ обычно сопровождается повышением удельной доли участков межзеренного хрупкого разрушения. Его причиной служит значительный уровень остаточных внутренних микронапряжений, возникающих в результате закалки сталей, а также загрязненность вредными примесями, которые образуют сегрегации на границах зерен. Усиление склонности к межзеренному сколу при РУТ, как правило, повышает значения коэффициента $n$. Наиболее характерные его значения для сталей разной прочности сосредоточены в области III. Анализ показывает, что в диапазоне значений $n = 2,0 \div 3,5$ доминирующий механизм РУТ в сталях низкой и высокой прочности неидентичен. Образование бороздок усталости присуще здесь лишь низко- и среднепрочным материалам, в то же время высокопрочные стали и сплавы разрушаются, как правило, с формированием ямочного рельефа, источником которого служат неметаллические включения или нерастворившиеся при термообработке карбиды и другие частицы.

**Высокоамплитудный участок КДУР.** Этот участок исследован в целом значительно слабее в сравнении с остальными двумя участками КДУР. Одна из главных причин, затрудняющих адекватную оценку кинетики на III участке, состоит в том, что в большинстве случаев испытания на ЦТ проводятся на образцах небольших размеров, толщина которых не в состоянии обеспечить соблюдение условий плоской деформации при циклическом нагружении с высокими размахами КИН. Приводимые в литературе значения критического КИН $K_{fc}$ в основном получены путем экстраполяции высокоамплитудного участка КДУР в область сверхвысоких скоростей РУТ или же расчетным путем по известным зависимостям [45]. Обширные и наиболее систематические исследования закономерностей РУТ с высокими скоростями были проведены под руководством В. Т. Трощенко в Институте проблем прочности АН УССР [46]. Для РУТ с высокими скоростями характерны две особенности. Первая состоит в том, что критический КИН $K_{fc}$, соответствующий переходу от усталостного развития трещины к хрупкому разрушению, может изменяться в довольно широких пределах, превосходя или не достигая значений критического КИН $K_{Ic}$ — показателя статической трещиностойкости материалов [46, 47]. Вторая особенность заключается в скачкообразном РУТ чередованием обычного РУТ с единичными проскоками трещины на значительные расстояния, которые во многом схожи на РУТ при однократном статическом нагружении.

Согласно [46] основной критерий ранжировки циклической вязкости разрушения $K_{fc}$ по отношению к статической вязкости разрушения $K_{Ic}$ — деформационная способность конкретного сплава при циклическом нагружении в заданных конкретных температурах и механических условиях испытаний. Для циклически упрочняющихся металлов и сплавов значения

$K_{fc}$ и $K_{Ic}$ близки, возможно также некоторое увеличение $K_{fc}$ по сравнению со статической вязкостью разрушения. В свою очередь, для циклически разупрочняемых сплавов наблюдается тенденция к резкому взаимному несоответствию обеих названных характеристик в связи с падением вязкости разрушения $K_{fc}$.

Отличительная особенность участков изломов, образовавшихся при скачкообразном РУТ с высокими скоростями,— чередование областей с характерным усталостным рельефом и областей хрупкого разрушения, свойственных статическому разрушению.

Поскольку I и III участки КДУР имеют, как правило, крутой наклон, то протяженность КДУР по оси абсцисс (в единицах $\Delta K$) определяется в

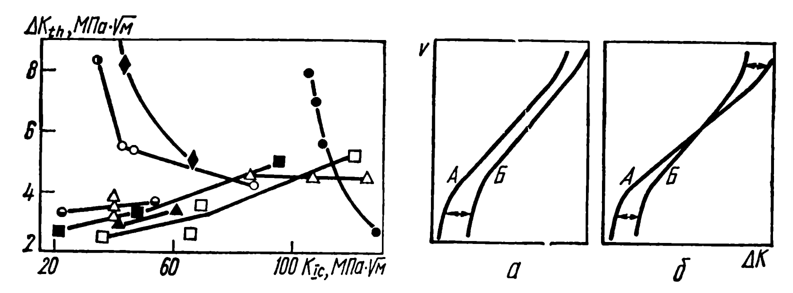



Рис. 7.24. Зависимости, характеризующие тенденции в изменении отношения $\Delta K_{th}/K_{Ic}$ в железе и сталях под воздействием различных упрочняющих факторов:

○ — техническое железо, холодный наклеп; ◐ — 15Х25Т, легированный феррит; ◆ — сталь 08кп, низкотемпературные испытания [15]; ● — 06Х2Н2М, феррит-мартенсит; △ — 75ХГСТ, перлит; □ — сталь 300 М, закалка, отпуск при 370—920 К [22]; ■ — 75ХГСТ, закалка, отпуск при 470—870 К; ◒ — 40ХС, закалка, отпуск при 470—770 К.

Рис. 7.25. Различные схемы (*а*, *б*) воздействия упрочняющих факторов на ход КДУР.

целом отношением порогового размаха и критического КИН $\Delta K_{th}/K_{fc}$ (или приближенно $K_{Ic}$). Чтобы обеспечить надежную работу материала в конструкции, необходимо стремиться к одновременному получению высоких значений порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ и критического КИН $K_{Ic}$. Рис. 7.24 иллюстрирует две тенденции во влиянии различных способов упрочнения сталей на характер корреляционных зависимостей порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ и вязкости разрушения $K_{Ic}$. Упрочнение сталей за счет наклепа феррита, его легирования, повышения температуры испытаний, а также создания двухфазной структуры в низкоуглеродистых сталях обусловливает обратно пропорциональную зависимость между пороговым размахом КИН $\Delta K_{th}$ и критическим КИН $K_{Ic}$. В то же время понижение прочности средне- и высокоуглеродистых сталей за счет повышения температуры отпуска наряду с ростом критического КИН $K_{Ic}$ ведет к некоторому, хотя не очень существенному, повышению порогов усталости. Эти две тенденции находят отражение в представленных на рис. 7.25 схемах воздействия различных упрочняющих факторов на ход КДУР. В частности, из схемы рис. 7.25, *б* следует, что переход к низкотемпературным испытаниям для хладноломких металлов может иметь весьма отрицательные последствия с точки зрения кинетики РУТ на II и III участках КДУР, в то время как припороговая трещиностойкость заметно повышается.

## ГЛАВА 8

# ЗАКРЫТИЕ ТРЕЩИН И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ

## 8.1. Проявления и механизмы закрытия усталостных трещин

Один из наиболее важных феноменов экспериментальной механики усталостного разрушения, установленных в течение 1970-х г.,— явление преждевременного контакта берегов растущей усталостной трещины на протяжении некоторой положительной части цикла напряжений. Этот феномен, названный «смыкание» или «закрытие трещин», широко используется для объяснения многочисленных кинетических эффектов, сопровождающих усталостное разрушение конструкционных материалов.

Считается, что ЗТ обнаружил В. Элбер [1]. По-видимому, правильнее сказать, что этот исследователь впервые осуществил количественную оценку ЗТ и указал на его значимость в кинетике усталостного разрушения. Само явление контакта берегов усталостной трещины наблюдали и ранее, например «трактовые следы» [2, 3], именуемые еще «отпечатками резиновых шин» или «следами вмятин» (см. рис. 3.8). Наиболее правдоподобный механизм их образования, предложенный в свое время С. Бичемом [4], предусматривает взаимное столкновение поверхностей трещины позади ее вершины. Если принять во внимание, что траковые следы образуются и при знакопостоянных циклах положительных напряжений (например, при пульсирующем изгибе образцов стали 45 с односторонним надрезом [5]), то становится понятным, что эти аномалии строения усталостных изломов, не связанные с микромеханизмом разрушения, являются фрактографическим отражением факта ЗТ.

Для припорогового РУТ в широком диапазоне значений асимметрии цикла характерен весьма низкий уровень раскрытия трещины: его амплитудные значения $\delta_a$ находятся в диапазоне значений от доли микрометра до нескольких микрометров. Это наглядно видно из КДУР конструкционных сплавов (рис. 8.1, *а*), перестроенных в координатах $v - \delta_a$ (рис. 8.1, *б*). Такое положение создает благоприятные условия для смыкания берегов трещины в связи с наличием в устье трещины инородных частиц или поверхностных новообразований (например, оксидов), из-за огрубления рельефа излома в пределах размера зерна и т. п.

В. Элбер обнаружил ЗТ случайно при подготовке, образцов для фрактографических исследований. Разрезание образца с усталостной трещиной вызвало его существенную деформацию, заметную невооруженным глазом [1]. Для установления причин такого поведения образца его снабдили датчиками деформации, что позволило получить зависимость приложенной к образцу нагрузки от перемещения краев разреза. Она оказалась нелинейной, хотя нагружение образца осуществляли в упругой области. Это свидетельствовало об изменении геометрии образца в процессе нагружения. Такое изменение возможно, если в ненагруженном состоянии трещина закрыта, т. е. ее берега прижаты друг к другу с определенным усилием. Тогда процесс нагружения будет сопровождаться не только равномерной

деформацией материала неразрушенной части образца, но и увеличением длины раскрытой части усталостной трещины, т. е. податливость образца будет меняться при изменении приложенного к нему усилия. Путем последовательной регистрации в цикле раскрытия трещины вблизи ее вершины установлено [6], что усталостные трещины в листах алюминиевого сплава закрываются еще до полного снятия с образца растягивающей нагрузки. В полуцикле нагружения раскрытие берегов трещины вначале не зависит от приложенного извне напряжения (рис. 8.2, *а*) и лишь при достижении последним определенного значения трещина начинает открываться, инициируя таким образом процесс деформирования и усталостного по-

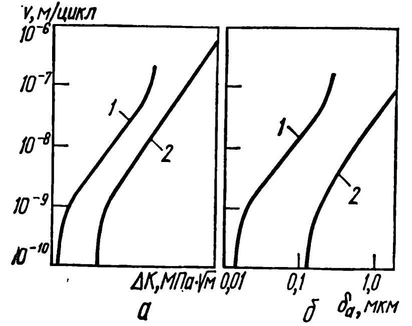



Рис. 8.1. Зависимости скорости РУТ от размаха КИН (*а*) и от амплитуды раскрытия берегов трещины $\delta_a$ (*б*) для стали 75ХГСТ, отпущенной при 470 (*1*) и 870 К (*2*) (значения $\delta_a$ рассчитаны по формуле $\delta_a = 0{,}5\Delta K^2/\sigma_{0,2} E$).

вреждения материала в зоне предразрушения. Используя терминологию механики разрушения, можно сказать, что ЗТ фиксирует в ее вершине некоторое значение КИН $K = K_{op}$ (пропорциональное текущей длине трещины и номинальному напряжению в момент открытия трещины $\sigma_{op}$), препятствуя снижению этого параметра до уровня $K = K_{\min}$. В результате искажается характер формы цикла и величина прикладываемой к образцу нагрузки (рис. 8.2, *б*), а также КИН в вершине трещины (рис. 8.2, *в*). На основании полученных экспериментальных результатов В. Элбер пришел к выводу о неэффективности с точки зрения РУТ некоторой части цикла напряжений. Указывая на необходимость учета явления ЗТ при анализе напряженно-деформированного состояния тел с трещинами, он уточнил зависимость скорости РУТ от размаха КИН, введя эффективное значение последнего параметра:

$$v = C\,(\Delta K_{eff})^n, \qquad (8.1)$$

где $C$ и $n$ — коэффициенты уравнения Пэриса; $\Delta K_{eff}$ — эффективный размах КИН, соответствующий открытой трещине

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op}. \qquad (8.2)$$

Поскольку эффективный размах КИН не может быть больше номинального, т. е. всегда $\Delta K_{eff} \leqslant \Delta K$, роль ЗТ сводится к уменьшению силы, движущей трещину, и замедлению усталостного разрушения.

В зависимости от конкретных условий реализации ЗТ связывают с несколькими механизмами. Первый из них предложен В. Элбером [6], который заметил отличие реальной усталостной трещины от идеальной, т. е. острого надреза нулевой ширины $\delta_{надр}$. Оно заключается в наличии на берегах реальной усталостной трещины пластически деформированного материала (рис. 8.3). Поэтому при однократном нагружении до одинаковых значений КИН раскрытие берегов реальной усталостной трещины $\delta_{тр}$ (рис. 8.3, *а*) меньше, чем идеальной (рис. 8.3, *б*). Если предположить,

что в полуцикле разгрузки раскрытия реальной и идеальной трещин будут уменьшаться в равной степени, то берега реальной усталостной трещины сомкнутся раньше полного снятия нагрузки. Поэтому, согласно В. Элберу, усталостная трещина закрывается при положительном значении приложенного извне напряжения благодаря наличию на ее берегах определенного объема пластически деформированного материала, увеличенного по сравнению с исходным недеформированным, и воздействия на этот объем неразрушенной части сечения.

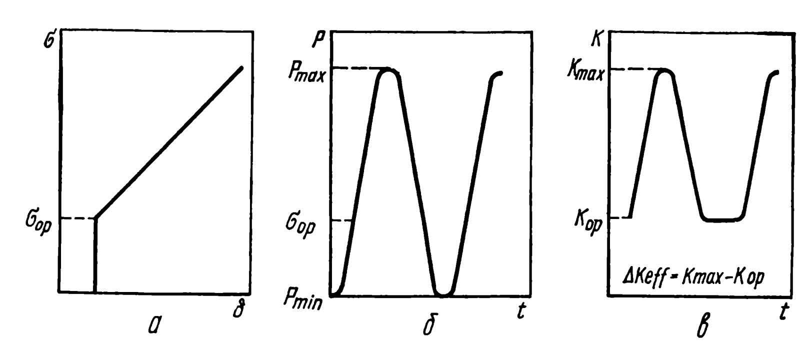



Рис. 8.2. Зависимость между приложенным к образцу напряжением и раскрытием берегов трещины (*а*), а также схема формы цикла внешней нагрузки (*б*) и КИН (*в*).

Описанный механизм закрытия, именуемый [7] ЗТП, характерен для вязких материалов, нагружаемых в условиях плоского напряженного состояния. С его помощью объясняется влияние асимметрии цикла напряжений [6, 8, 9], уровня прочности материала [8, 10] и нестационарного режима нагружения [6, 11] на кинетику трещин усталости. Однако с концепцией ЗТП не согласуется многократно подтвержденный экспериментами факт усиления закрытия усталостной трещины по мере снижения размаха КИН и перехода к РУТ в условиях плоского деформированного состояния. Противоречия между модельными представлениями о процессе ЗТ и результатами испытаний позднее были устранены благодаря открытию двух дополнительных механизмов ЗТ, характерных для припорогового РУТ. Один из них учитывает роль окисления берегов трещины [7, 12, 13] и классифицируется как ЗТО. Наличие в областях изломов, соответствующих припороговой скорости РУТ, хорошо различимых визуально продуктов коррозии отмечали многие авторы [14—16]. Кроме того, было зафиксировано [17] замедление припорогового РУТ в коррозионной среде по сравнению с воздухом. Однако продолжительное время эти два явления (окисление припороговых участков изломов и снижение скорости РУТ) рассматривались отдельно. Предположение о возможности их взаимосвязи впервые высказал П. Пэрис с соавторами [18] на основании проведенных на воздухе и в дистиллированной воде исследований РУТ в стали для сосудов давления. Они пришли к выводу о том, что образующиеся вблизи вершины трещины (на ювенильных поверхностях разрушения) продукты окисления могут оказывать расклинивающее влияние аналогично остаточной деформации (механизм Элбера) и тем самым снижать эффективный размах КИН в вершине трещины, а также скорость ее роста. Французские исследователи [19], применившие метод ионной масс-спектроскопии для оценки толщины слоя оксидов, образовавшихся на поверхности

усталостного излома нержавеющей аустенитной стали, обнаружили, что в вакууме окисление поверхностей разрушения незначительно и не зависит от местоположения исследуемой точки в изломе. Толщина слоя оксидов на поверхности разрушения, образовавшихся после испытаний на воздухе, была различной и изменялась обратно пропорционально скорости РУТ, достигая максимума вблизи порога. Она не зависела от длительности промежутка времени между зарождением усталостной трещины и окончательным доломом образца.

К возможным причинам оксидообразования на берегах растущей усталостной трещины был отнесен [19] также процесс фреттинг-коррозии металла. В каждом цикле напряжений в результате ЗТП позади вершины трещины происходит столкновение ее берегов. При этом возможно механическое повреждение (растрескивание от соударения

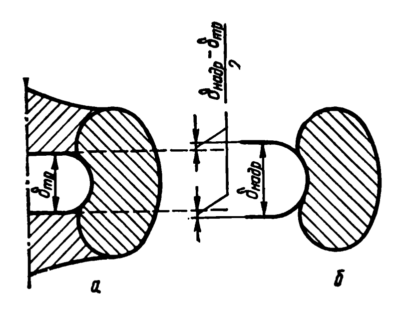



Рис. 8.3. Конфигурация ПЗ в реальной (*а*) и идеальной (*б*) усталостных трещинах.

или сдирание за счет трения поверхностей излома) оксидной пленки, образовавшейся под влиянием окружающей среды на ювенильной поверхности разрушения. Обнаженные участки металла сопряженных берегов трещины прижимаются при ее закрытии со значительными усилиями и поэтому могут «привариваться» путем восстановления межатомных связей. В следующем цикле напряжений образуются новые ювенильные поверхности, которые вновь окисляются окружающей средой, что приводит к последовательному наслоению оксидных отложений на берегах трещины. Фрактографические проявления ЗТО на поверхности усталостного излома иллюстрирует рис. 8.4.

Наличием фреттинг-коррозии, сопровождающей ЗТ, можно объяснить как значительное утолщение слоя оксидов на поверхности усталостных изломов, так и зависимость кинетики такого утолщения от скорости РУТ [13, 19]. Общепризнано, что медленный (припороговый) РУТ в окисляющих средах при низкой асимметрии цикла напряжений ($R < 0{,}5$) сопровождается фреттинг-коррозией контактирующих поверхностей разрушения. В результате происходит утолщение слоя продуктов коррозии, который может стать соизмеримым с величиной циклического раскрытия вершины трещины и существенно усилить исходный уровень ее закрытия. Для низко- и среднеуглеродистых сталей влиянием ЗТО объясняется зависимость припороговой кинетики РУТ от уровня прочности материала, коэффициента асимметрии цикла напряжений и окружающей среды [12, 13, 20].

На основании простой модели жесткого клина постоянной толщины $a$, находящегося внутри трещины длиной $l$ на расстоянии $2c$ позади ее вершины (рис. 8.5), сделана попытка аналитической оценки роли коррозионных отложений в усилении ЗТ [21]. На основании упругой модели с использованием сингулярных интегральных уравнений или функции напряжений Вестергаарда получено выражение для КИН в вершине трещины с клином, учитывающее только механическое расклинивание трещины и игнорирующее пластичность материала и шероховатость поверхностей

излома:

$$K_R|_{\mu=0} = \frac{E'l}{4\sqrt{\pi c}}, \quad (8.3)$$

где $E' = E$ — для плоского напряженного состояния; $E' = \frac{E}{1-\mu^2}$ — для условий плоской деформации; $E$ — модуль упругости материала; $\mu$ — коэффициент Пуассона.

Поскольку при $K = K_R$ трещина будет закрытой, можно принять параметр $K_R$ равным значению КИН в момент ЗТ ($K_{cl}$), соответственно:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_R. \quad (8.4)$$

Все приведенные соображения имеют смысл при условии, что минимальное раскрытие трещины меньше, чем толщина оксидов, т. е. $K_{min} < K_R$. На основании уравнения (8.3) построены (рис. 8.6) графические зависимости КИН $K_R$ от толщины клина ($a$ = 10 нм÷10 мм) и от его удаления от вершины трещины ($c$ = 10 нм÷100 мм) для стали ($E = 2{,}1 \times 10^5$ МПа; $\mu = 0{,}3$). Когда значительные по толщине коррозионные отложения образуются вдали от вершины трещины (при больших значениях

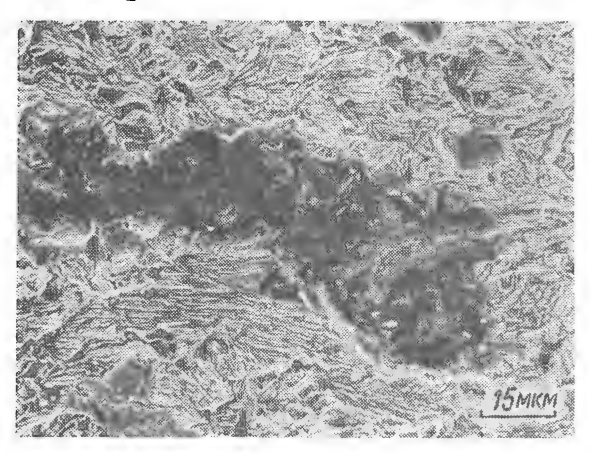



Рис. 8.4. Следы фреттинг-коррозии на поверхности усталостного излома стали 10ГН2МФА ($v = 4 \cdot 10^{-9}$ м/цикл; $R = 0$; $f = 15$ Гц, испытания на воздухе).

$c$), значение КИН $K_R$, связанного с наличием клина, несущественно (для экспериментально наблюдаемых толщин коррозионных отложений $a <$ < 1 мкм). И напротив, если коррозионные отложения образуются очень близко к вершине (в пределах 0,1 мкм), значение $K_R$ становится очень большим ($K_R > 5$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$) даже при толщине оксида, создаваемого только химическим (без фреттинга) окислением ($a \approx 15$ нм). Согласно такой линейно-упругой модели, если коррозионные отложения образуются в самой вершине ($c \to 0$), то значение $K_R$ стремится к бесконечности. Качественное соответствие предсказываемого моделью и реального поведе-

ния припороговых усталостных трещин обычно хорошее [21]. Однако применение модели для количественной оценки ЗТО связано с необходимостью точного экспериментального определения параметров $a$ и $2c$, а также с недостаточной изученностью физической природы фреттинг-коррозии поверхностей излома и других процессов, сопровождающих распространение трещины.

Процесс утолщения слоя продуктов фреттинг-коррозии на берегах трещины [16] носит автокаталитический характер. Последнее означает, что в случае низких скоростей РУТ в результате ее закрытия происходит

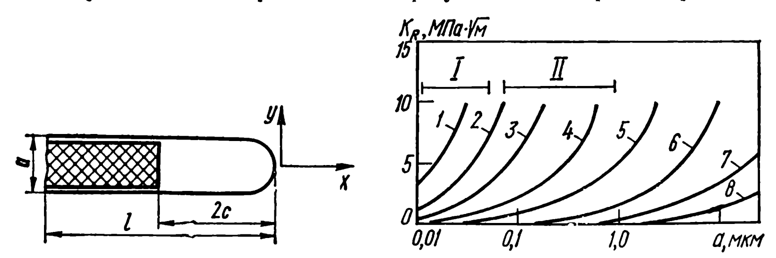



Рис. 8.5. Расчетная модель жесткого клина для оценки ЗТ.

Рис. 8.6. Зависимости КИН $K_R$ в момент контакта берегов трещины от толщины клина $a$ и его удаления от вершины трещины $2c$:

1 — $c$=10 нм; 2 — $c$=0,1 мкм; 3 — $c$=1 мкм; 4 — $c$=10 мкм; 5 — $c$=100 мкм; 6 — $c$=1 мм; 7 — $c$=10 мм; 8 — $c$=100 мм; I — толщина естественного окисления; II — толщина фреттинг-окисления.

последовательное разрушение и восстановление слоя оксидов, что увеличивает его толщину и способно значительно снизить уровень эффективного размаха КИН $\Delta K_{eff}$. В итоге скорость РУТ убывает, продолжительность циклического контактирования одних и тех же участков поверхности разрушения позади вершины трещины увеличивается, что еще в большей мере благоприятствует нарастанию слоя оксидов. Поэтому при прочих равных условиях кинетика процесса оксидообразования у вершины трещины зависит от номинального уровня КИН, усиливаясь по мере снижения размаха КИН $\Delta K$. Например, в перлитной стали 10ГН2МФА (рис. 8.7) при постоянном размахе КИН $\Delta K$, равном 12 МПа·$\sqrt{м}$, скорость РУТ остается постоянной по мере роста трещины, однако падает до полной остановки, если размах КИН $\Delta K$ снижается до 9 МПа·$\sqrt{м}$. В последнем случае для подрастания трещины на определенную длину требуется значительно больше циклов нагружения, чем при испытаниях с $\Delta K$ = 12 МПа·$\sqrt{м}$, в результате чего на контактирующих поверхностях излома формируется более толстый слой продуктов коррозии и обеспечивается переход к автокаталитическому оксидообразованию на берегах трещины. Представление об автокаталитическом характере процесса утолщения слоя оксидов позволяет с единых позиций рассматривать причины изменения припороговой кинетики РУТ при воздействии ряда факторов — частоты нагружения, снижения асимметрии цикла в отрицательную область, повышения температуры испытаний, изменения размеров образцов. Этот подход позволяет также объяснить нарушение инвариантности припорогового участка КДУР, наблюдаемое при снижении и повышении уровня КИН [16] (рис. 8.8), а также рост значений порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ при уменьшении темпа снижения амплитуды КИН $\frac{d(\Delta K)}{dN}$ в процессе определения порога усталости [22]. В обоих случаях, благодаря увеличению продолжительности

циклирования, создаются условия для автокаталитического оксидообразования, что обеспечивает достижение эффективного порога усталости $\Delta K_{th\,eff}$ при более высоких номинальных размахах КИН $\Delta K$.

Иной вид закрытия, который аналогично рассматриваемому выше ЗТО наиболее характерен для припороговой усталости при пульсирующем и близких к нему циклах напряжений,— ЗТ, обусловленное шероховатостью поверхностей разрушения (ЗТШ). Считают [23], что когда высо-

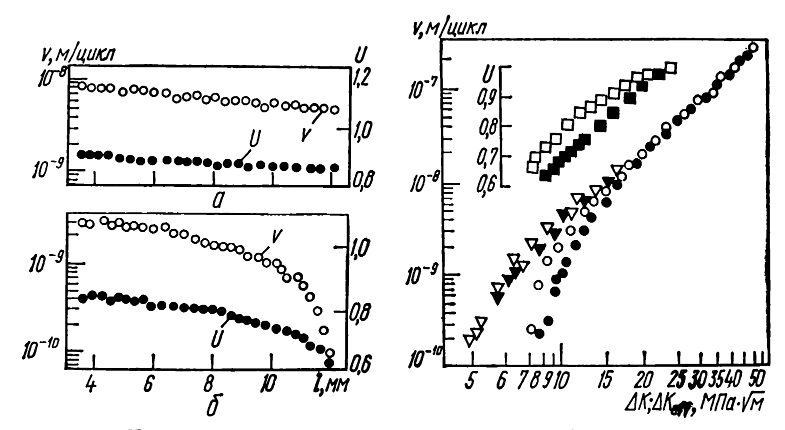



Рис. 8.7. Кинетика изменения скорости $v$ и коэффициента открытия трещины $U$ для стали 10ГН2МФА в процессе РУТ при постоянных номинальных значениях размаха КИН $\Delta K = 12$ МПа·$\sqrt{м}$ (*а*) и $\Delta K = 9$ МПа·$\sqrt{м}$ (*б*) ($R = 0$, $f = 15$ Гц, испытания на воздухе).

Рис. 8.8. Зависимости коэффициента открытия $U$ (□, ■) и скорости РУТ $v$ (○, ●, ▽, ▼) для стали 10ГН2МФА от размахов номинального $\Delta K$ (○, ●) и эффективного $\Delta K_{eff}$ (▽, ▼) КИН, полученные при снижении (□, ○, ▽) и повышении (■, ●, ▼) размаха КИН $\Delta K$ ($R = 0$, $f = 15$ Гц, испытания на воздухе).

та неровностей рельефа излома соизмерима с величиной раскрытия вершины трещины, а в напряженное состояние материала зоны предразрушения вносит существенный вклад сдвиговая компонента (деформация по типу II), уровень закрытия может значительно увеличиваться путем расклинивания трещины в отдельных контактирующих точках вдоль ее траектории. Выдвинутая Р. Куком и С. Биверсом [14] концепция ЗТШ получила развитие в работах ряда исследователей [13, 24, 25] и в настоящее время широко используется при интерпретации экспериментальных результатов, касающихся влияния структурного состояния [26], температуры испытаний [27] и других факторов [28] на припороговую трещиностойкость и пороги усталости конструкционных материалов.

Существенное усиление ЗТ, связанного с шероховатостью вблизи пороговых размахов КИН, объясняют следующим образом [29]. Для припорогового РУТ, как правило, реализуются условия

$$r_y < d, \qquad (8.5)$$

где $r_y$ — радиус ПЗ у вершины трещины; $d$ — размер зерна или другого структурного элемента, контролирующего процесс разрушения.

Согласно представлениям, развитым Б. Томкинсом [29], для низких размахов КИН $\Delta K$, когда выполняется условие (8.5), распространение трещины через зерно будет проходить вдоль определенной кристаллографической плоскости. При переходе в другое зерно ввиду произвольной ориентации последнего по отношению к первому ориентация трещины (благодаря ее «кристаллографичности») изменится. Это обеспечивает фасеточный характер излома (рис. 8.9). Такой сложный кристаллографический характер распространения трещины с ее значительными отклонениями от линии нормального отрыва обусловливает наличие существенной

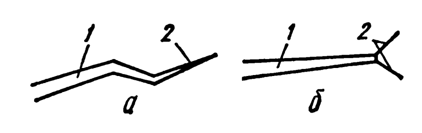



Рис. 8.9. Схема траектории (*1*) и расположение полос скольжения (*2*) в вершине трещины, растущей с припороговой скоростью (*а*) и скоростью, соответствующей среднеамплитудному участку КДУР (*б*).

сдвиговой компоненты усилий и деформацию продольным сдвигом (по типу II) [25]. В итоге сдвига сопряженных поверхностей излома и нарушения соответствия между элементами рельефа «впадина — выступ» ЗТШ усиливается. Этот вид ЗТ существенно влияет на кинетику РУТ и размах порогового КИН, поскольку циклическое раскрытие вершины трещины невелико и соизмеримо с шероховатостью поверхностей излома.

Описанная ситуация резко изменяется, если в результате повышения интенсивности напряжений в вершине трещины максимальный размер ПЗ превышает размер зерна, т. е. условие (8.5) не выполняется. Тогда возросшее (за счет барьерной роли границ зерен) сопротивление материала циклической деформации активизирует не одну, а несколько полос скольжения (рис. 8.9), расположенных в различных кристаллографических плоскостях. Изменившийся характер циклического деформирования материала в ПЗ перед вершиной трещины обеспечивает доминирующее влияние нормальной компоненты напряжений, что обусловливает реализацию иного, уже типично усталостного «бороздчатого» разрушения, которое осуществляется в условиях попеременного или одновременного сдвига по нескольким плоскостям (вторая стадия РУТ согласно классификации П. Форсайта [30]). При таком способе разрушения устраняются сдвиговые деформации и снижается шероховатость образующихся поверхностей излома. Это, в совокупности с увеличением раскрытия вершины трещины, нивелирует вклад ЗТШ в достигаемый уровень ЦТ материала.

Первая попытка количественной оценки влияния шероховатости поверхности разрушения на закрытие усталостной трещины сделана на основании сопоставления высоты микронеровностей в изломе и раскрытия вершины трещины. Однако оценки РУТ по такой упрощенной модели приводили к значительному занижению результатов, поскольку не учитывалась роль сдвиговой деформации в вершине трещины. Указанный недостаток устранен в позднее предложенной геометрической модели ЗТШ [31] (рис. 8.10), согласно которой величина эффекта закрытия записывается в виде

$$\frac{K_{cl}}{K_{\max}} = \sqrt{\frac{2\gamma^* x}{1 + 2\gamma^* x}}, \tag{8.6}$$

где $\gamma^* = \frac{h}{W}$ — безразмерный коэффициент шероховатости поверхности разрушения; $x = y_{II}/y_{I}$.

Изменение степени ЗТ при повышении шероховатости излома, а также вклад в эту зависимость сдвиговых перемещений берегов трещины в цикле нагружения иллюстрирует рис. 8.11, линии на котором построены согласно уравнению (8.6), точки взяты из экспериментальных работ и соответствуют стали 1018 (типа 20Г) [25], а также перлитной рельсовой стали [32]. Из сопоставления следует, что если предсказаные модели справедливы, то доля сдвига (деформация по типу II) для указанных сталей должна составлять 20—30 % смещения вершины трещины по типу I. Такое предположение подтверждается результатами непосредственного наблюдения за деформированием вершины трещины с применением стереофрактографии [33]. Недостатком рассмотренной модели является ее двухмерность, из-за которой деформационное поведение поверхностных и внутренних (по толщине) слоев образца не может быть идентичным. По-

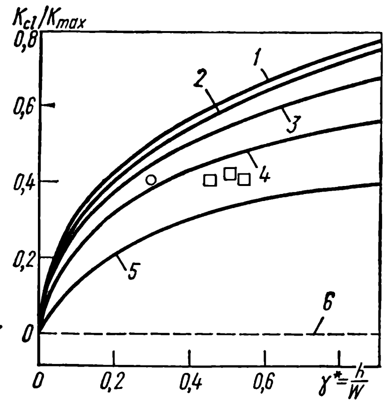



Рис. 8.10. Схема расположения сопряженных берегов трещины при значениях $K=K_{max}$ (*а*) и $K=K_{cl}$ (*б*). Здесь $\delta_{max}$ — раскрытие трещины при $K_{max}$; $\delta_{cl}$ — раскрытие трещины при $K_{cl}$; $y_I$, $y_{II}$ — смещения берегов трещины соответственно по типу I и II.

Рис. 8.11. Зависимость степени ЗТ $K_{cl}/K_{max}$ от параметра шероховатости поверхности излома $\gamma^*$ и доли сдвиговых деформаций $x$ берегов трещины:

○ — сталь 1018 (типа 20 Г); □ — перлитная рельсовая сталь; 1 — $x=1$, $y_I=y_{II}$; 2 — $x=0{,}75$; 3 — $x=0{,}50$; 4 — $x=0{,}25$; 5 — $x=0{,}10$; 6 — $x=0$, $y_{II}=0$.

этому двухмерная модель ЗТШ дает лишь какое-то усредненное вдоль фронта трещины описание процесса ЗТ. Еще более существенный недостаток рассматриваемого подхода — полное игнорирование других механизмов ЗТ. Впрочем, сказанное относится также и к описанной выше модели жесткого клина [21], концентрирующей внимание исключительно на ЗТО, а также ко всем остальным попыткам аналитического описания сложного по физической природе и многообразно реализующегося явления ЗТ.

Существуют еще два механизма закрытия усталостных трещин, которые реже реализуются на практике, чем описанные выше: закрытие, обусловленное вязкостью рабочей среды [34], и закрытие, обусловленное объемными изменениями, сопровождающими фазовые превращения материала зоны предразрушения [35]. Наличие в трещине вязкой среды препятствует перемещению ее берегов как в полуцикле нагружения, так и при его разгрузке. Поэтому РУТ чувствителен к вязкости инертных жидких сред и частоте нагружения. В коррозионной жидкой среде возможно дополнительное повышение ее вязкости во времени за счет растворения образующихся на берегах трещины продуктов коррозии. В этом случае влияние вязкости неоднозначно, ее повышение усиливает потенциальную

возможность жидкости создавать внутреннее давление в трещине, хотя и ограничивает проникающую способность. Ситуация, возникающая при РУТ в присутствии вязкой среды, может быть смоделирована [36] с учетом раскрытия трещины, плотности и кинетической вязкости жидкости, а также поверхностного натяжения и угла смачивания. Полученные расчетным путем результаты свидетельствуют, что для широкого диапазона вязкостей максимальное значение напряжений, обусловленных внутренним давлением жидкости, не превышает среднего значения цикла приложенных извне напряжений. Поэтому рассматриваемый механизм ЗТ влияет на кинетику РУТ в меньшей степени, чем ЗТП, ЗТО или ЗТШ. В от-




Рис. 8.12. Схемы механизмов ЗТ, обусловленных вязкостью рабочей среды (*а*), фазовыми превращениями в зоне предразрушения (*б*), ЗТП (*в*), ЗТО (*г*) и ЗТШ (*д*).

личие от других видов закрытие, обусловленное вязкостью среды, не связано с контактом берегов трещины, не зависит от асимметрии нагружения и пропорционально длине трещин.

В некоторых случаях ЗТ может усиливаться за счет увеличения объема материала в зоне предразрушения вследствие локальных фазовых превращений, вызываемых механическими напряжениями [35]. Примером такого превращения может служить образование мартенсита деформации, характерное для нержавеющих аустенитных сталей. Этот механизм ЗТ во многом аналогичен ЗТП, отличаясь, однако, физической природой процесса образования «лишнего» материала в полости распространяющейся трещины.

Таким образом, различают пять механизмов ЗТ усталости (рис. 8.12). В силу специфической природы реализация двух последних (см. рис. 8.12, *а*, *б*) возможна лишь в особых условиях: при наличии жидкой среды в вершине трещины или при усталостном разрушении сложнолегированных металлических сплавов, содержащих метастабильные структурные составляющие. В то же время ЗТП, ЗТО и ЗТШ (рис. 8.12, *в—д*) более универсальны.

Иногда возникновение определенных видов ЗТ может иметь вторичный характер и быть обусловлено другими видами ЗТ. Это касается, например, ЗТО, которое усиливается под воздействием закрытия трещины эльберовского типа (ЗТП). Не лишены оснований представления, согласно которым ЗТП, являясь универсальным и первичным фактором, играет роль своего рода «контрольного клапана» для реализации других видов ЗТ.

## 8.2. Влияние условий эксплуатации на закрытие и кинетику трещин усталости в конструкционных материалах

Уровень ЗТ определяется рядом факторов, которые условно делятся на две группы — эксплуатационные и структурные. К первой относятся параметры цикла напряжений (размах, асимметрия, частота), окружающая среда (ее химическая активность, влажность, температура), а также ха-

рактер напряженно-деформированного состояния у вершины трещины в образце или элементе конструкции, который определялся их геометрией и размерами. Основные структурные факторы (вторая группа) обусловлены химическим составом материала и его микроструктурным состоянием.

**Зависимость ЗТ от уровня размаха коэффициента интенсивности напряжений.** ЗТ характерно для припорогового РУТ, оно монотонно ослабевает по мере роста размаха КИН $\Delta K$, исчезая окончательно где-то в пределах II участка КДУР. Это объясняется увеличением по мере роста КИН раскрытия трещины, величина которого в конечном итоге исключает проявление ЗТ. Максимальный КИН $K_{max}$, при котором не происходит ЗТ, зависит от ряда факторов, в том числе от структуры сплава и эксплуатационных условий, включая асимметрию цикла. В пределах II участка КДУР отмечается характерная точка, соответствующая $v = 10^{-7}$ м/цикл и $K_{max} = K^*$. Эта точка, являющаяся своего рода центром симметрии КДУР, часто наделяется определенным физическим смыслом, таким, например, как место полного соответствия макроскорости и скорости, определяемой по шагу бороздок за цикл [38], граница автомодельного РУТ [39] и т. п. Поэтому в литературе встречается утверждение [40], что КИН $K^*$ соответствует границе проявления ЗТ. Однако такое совпадение может иметь лишь случайный характер. Несостоятельность подобного вывода, как общего правила, очевидна хотя бы для КДУР с большой асимметрией. Например, при $R > 0{,}7$, когда ЗТ отсутствует даже на пороге усталости, КДУР может иметь обычный вид и содержать ту же характерную абсциссу $K^*$. Ввиду значительных трудностей в аналитической оценке ЗТ граница его влияния на участке Пэриса не поддается простому прогнозированию по каким-то критериям моделирования или фрактографической индикации, например по специфике строения или размеру усталостных бороздок

**Связь закрытия трещины с асимметрией цикла.** Влияние асимметрии цикла на проявление ЗТ исследовано весьма широко и частично освещено в п. 6.1. На примере алюминиевых [6, 41] и никелевых [28] сплавов, меди [41], различных сталей [8, 12, 41] и их сварных соединений [9] показано, что повышение коэффициента асимметрии в сторону положительных значений вызывает снижение ЗТ и увеличение скорости РУТ. При этом по мере снижения размаха КИН $\Delta K$ и скорости РУТ чувствительность закрытия к асимметрии цикла напряжений усиливается до максимального уровня на пороге усталости. Ослабление роли ЗТ по мере роста коэффициента асимметрии объясняют тем, что при повышении коэффициента асимметрии происходит сближение значений минимального КИН $K_{min}$ и КИН, характеризующего момент открытия трещины $K_{op}$. Поэтому при более высоких коэффициентах асимметрии уменьшается размах КИН, соответствующий закрытой трещине $\Delta K_{cl} = K_{op} - K_{min}$ и, следовательно, возрастает эффективный размах $\Delta K_{eff}$ (рис. 8.13, *а*). Такие соображения приводят к зависимостям пороговых характеристик, показанным на рис. 8.13, *б*, и хорошо согласуются с результатами экспериментов (см. п. 6.1). Рассмотренное объяснение, базирующееся в основном на ЗТП, было дополнено [12] с учетом ЗТО, характеризующим роль окружающей среды. Считается, что ЗТ, растущей с припороговой скоростью, при низком значении коэффициента асимметрии может усиливаться привариванием контактирующих поверхностей излома (вакуум) или наслоением на этих поверхностях продуктов фреттинг-коррозии (кислородсодержащие среды). Вопрос о роли асимметрии знакопостоянного цикла растягивающих напряжений с точки зрения проявления ЗТ — один из немногих аспектов проблемы ЗТ усталости, по которому у большинства исследователей нет принципиальных разногласий. Этого нельзя сказать о влиянии отрицательной части цикла напряжений на кинетику РУТ. Наряду со сведениями о повы-

шении порога усталости сталей при $R = -1$ в сравнении с $R = 0$ [42] есть сообщения о противоположном влиянии сжимающей части цикла напряжений в случае испытаний стали 40Х [8] и высокопрочного алюминиевого сплава 2024Т3 [43]. Изучение кинетики оксидообразования на берегах трещины, растущей с припороговой скоростью, показало [44], что изменение коэффициента асимметрии в отрицательную сторону значительно интенсифицирует автокаталитический процесс утолщения слоя оксидов, повышая уровень ЗТ (т. е. увеличивает КИН в момент открытия трещины $K_{op}$ ). Вместе с тем рост сжимающей части цикла напряжений усиливает смятие элементов рельефа на поверхности разрушения, а также создает поле остаточных растягивающих напряжений у вершины трещины, способствуя снижению величины $K_{op}$ и соответственно уровня ЗТ. Это хорошо иллюстрируется данными, полученными при испытаниях перлитной стали

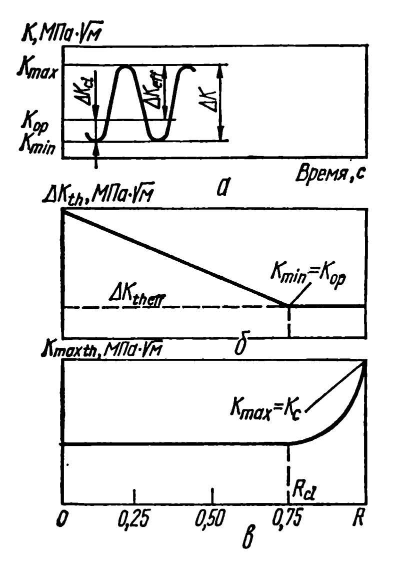



Рис. 8.13. Параметры цикла нагружения (*а*) и зависимости пороговых размаха КИН (*б*) и максимального КИН $K_{max\ th}$ (*в*) от коэффициента асимметрии напряжений ($R_{cl} = K_{op}/K_{max}$).

с различной асимметрией нагружения: $R = 0{,}5$; 0; —1; —3 (рис. 8.14). В указанном опыте вначале трещину растили в образце при постоянных $\Delta K = 9$ МПа·$\sqrt{м}$ и $R = 0$ до длины 4 мм, после чего асимметрию ступенчато изменяли до требуемой. В момент перехода от нагружения пульсирующим циклом к испытаниям с повышенной асимметрией ($R = 0{,}5$) происходит увеличение эффективного размаха КИН $\Delta K_{eff}$, поскольку устраняется ЗТ ($K_{min} \geqslant K_{op}$). Это вызывает соответствующее повышение скорости РУТ при увеличении длины трещины до 4 мм и дальнейшее постоянство ее при последующем РУТ. Переход от пульсирующего к симметричному циклу напряжений приводит к увеличению циклического раскрытия трещины в связи со смятием рельефа поверхности разрушения и скачкообразным кратковременным увеличением эффективного размаха КИН и скорости РУТ. Одновременно возрастает и площадь контактирования поверхностей разрушения, обеспечивая интенсификацию оксидообразования на берегах трещины и монотонное снижение скорости ее распространения вплоть до пороговой (рис. 8.14, *б*). Оба процесса усиливаются при снижении асимметрии напряжений до $R = -3$. Рассмотренные исследования свидетельствуют о том, что влияние сжимающей части цикла напряжений на припороговую кинетику РУТ часто неоднозначно и определяется как природой испытуемого материала, так и условиями нагружения. В материалах, химический состав или структурное состояние которых затрудняет оксидообразование на поверхности разрушения (нержавеющие стали, некоторые алюминиевые и титановые сплавы), преоблада-

ющее влияние на эффективный размах КИН $\Delta K_{eff}$ будет оказывать увеличение циклического раскрытия трещины за счет смятия рельефа излома и повышения остаточных растягивающих напряжений. В итоге наличие сжимающей компоненты цикла напряжений будет снижать пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$. Постоянство или же повышение этой величины вследствие снижения величины коэффициента асимметрии в сторону отрицательных значений свидетельствует о том, что влияние слоя продуктов

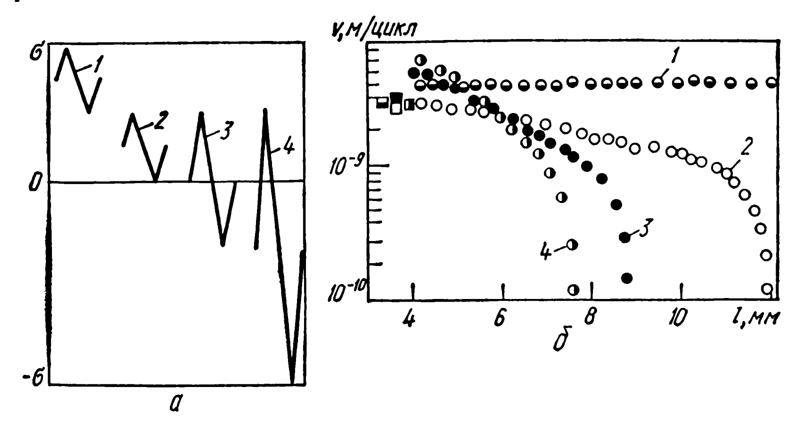



Рис. 8.14. Схема изменения напряжения во времени при испытаниях стали 10ГН2МФА с $\Delta K=9$ МПа·$\sqrt{м}$, $f=15$ Гц и различной асимметрией цикла (*а*), а также зависимости скорости РУТ от ее длины $l$ (*б*): 1 — $R=0{,}5$; 2 — $R=0$; 3 — $R=1$; 4 — $R=3$.

коррозии, образующихся на поверхности разрушения из-за фреттинг-процесса, компенсирует или превосходит повреждающий эффект сжимающей части цикла напряжений. Последнее реализуется при дополнительном РУТ с припороговой скоростью в материалах, склонных к фреттинг-коррозии, например при медленном снижении размаха КИН $\Delta K$ в случае определения порога усталости.

**Частота нагружения.** На воздухе частотные зависимости пороговой интенсивности напряжений различных материалов неоднозначны. Если в титановом сплаве Ti—6Al—6V—2Sn повышение частоты цикла от 0,2 до 20 Гц снижает пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ [45], то в алюминиевом сплаве эффект обратный (табл. 8.1) [46]. При этом линейная зависимость параметра $\Delta K_{th}$ от частоты сохраняется для всех исследованных форм циклов напряжений [46]. Для того же алюминиевого сплава, но в ином структурном состоянии при $R=0$ [47] значения порогового размаха КИН равны 4,3 и 5,4 МПа·$\sqrt{м}$ при частоте синусоидального цикла соответственно 0,15 и 35 Гц. Повышение асимметрии цикла напряжений приводит к монотонному ослаблению (вплоть до полного исчезновения) частотной зависимости порогов усталости алюминиевых сплавов (рис. 8.15) [48]. Этот факт позволяет предположить наличие существенного вклада ЗТ в экспериментально наблюдаемый эффект частоты. При испытаниях на воздухе влияния частоты на параметры ЦТ сталей исследовали, как правило, при одновременном воздействии еще какого-либо фактора. Так, при температуре 820 К и асимметрии цикла напряжений $R=0{,}2\div0{,}4$ обнаружено монотонное повышение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ хро-

момолибденованадиевой и хромомолибденовой роторных сталей при снижении частоты от 10 до $10^{-2}$ Гц [49]. Считалось, что в воздухе при комнатной температуре частота циклов напряжений незначительно влияет на РУТ в сталях (в частности, в условиях плоской деформации), в связи с чем пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ рассматривался как частотно независимый. Однако такие оценки не универсальны. Так, выявлено [50], что для закаленной и отпущенной среднеуглеродистой стали с сорбитной микроструктурой ($\sigma_{0,2}$ = 640 МПа) изменение частоты нагружения сказывается на скорости РУТ и уровне ЗТ в припороговой области. Обнаруженная

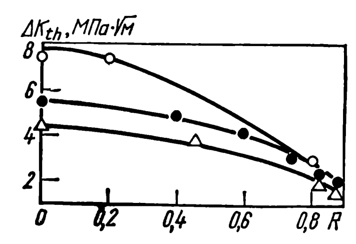



Рис. 8.15. Зависимости порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ алюминиевых сплавов от величины коэффициента асимметрии при различной частоте циклов:
● — $f$=0,15 Гц; О — $f$=0,25 Гц; Δ — $f$=35,0 Гц.

Таблица 8.1. **Влияние частоты и формы цикла на пороговый размах КИН алюминиевого сплава RR 58-Т651 (Al — 2,6 Cu — 1,7 Mg — Fe — Ni)**

| Форма циклов | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$, при $f$, Гц | |
|---|---|---|
| | 40 | 0,5 |
| Синусоидальная | 3,5 | 3,0 |
| Квадратная | 3,4* | 3,0 |
| Треугольная | 3,8 | 2,9 |

* Здесь при $f$ = 30 Гц.

частотная чувствительность ЗТ относится к наиболее часто встречающемуся в лабораторной практике диапазону частот нагружения. Различия в окислении поверхностей разрушения, наблюдаемые при нагружении образцов с частотой 7 и 65 Гц, свидетельствуют о сильном влиянии на пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ и уровень ЗТ кинетики окисления поверхностей изломов при различных частотах нагружения. Подтверждением этому служат результаты, полученные при изучении РУТ в перлитной стали 10ГН2МФА при постоянном размахе КИН $\Delta K$= 9 МПа·$\sqrt{м}$, от нулевой асимметрии цикла напряжений ($R$ = 0) в диапазоне частоты нагружения 15,0—1,5 Гц [44]. Увеличение частоты нагружения значительно интенсифицирует автокаталитическое оксидообразование на поверхности разрушения, о чем свидетельствует и различный характер зависимостей скорости РУТ при постоянном размахе КИН $\Delta K$ от ее длины, а также вид поверхности разрушения. Высказано предположение, что наряду с отмеченным [50] влиянием частоты нагружения на ЗТО посредством изменения уровня ЗТП следует учитывать возможность повышения температуры в местах контакта берегов трещины при росте частоты нагружения. Такое повышение температуры обусловлено как собственно процессом фреттинг-повреждаемости, так и контактными ударно-усталостными процессами. Проверка этого предположения специальными экспериментами [44] подтвердила, что локальное повышение температуры в зоне контакта берегов трещины усиливает оксидообразование в полости трещины, повышая уровень ЗТО.

**Влияние повышенной температуры испытаний.** Данные о влиянии температуры испытаний на кинетику РУТ в припороговой области весьма противоречивы. Например, сопротивление припороговому РУТ нержавеющей стали повышается с увеличением температуры от 290 до 970 К при

испытаниях на воздухе, однако остается постоянным в вакууме и гелии [51]. Для корпусных перлитных сталей зависимость порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ от температуры испытаний немонотонна — снижение порогового размаха КИН при повышении температуры до 420—470 К сменялось его ростом при более высоких температурах [18]. Аналогичные результаты были получены и при испытаниях бейнитной стали. Характерной особенностью РУТ при повышенных температурах является независимость порогового размаха КИН от температуры испытаний в условиях нагружения с высокой асимметрией цикла напряжений.

Для анализа и математического описания температурной зависимости скорости РУТ в сталях рассмотрена возможность применения кинетического уравнения теории термоактивируемых процессов [52]. При исследовании сталей 15Х2МФА и 15Х2НМФА оказалось [52], что такой подход справедлив только в пределах среднеамплитудного участка КДУР. При $\Delta K < 13$ МПа$\cdot\sqrt{м}$ значения энергии активации становились отрицательными, следовательно, терялся физический смысл. Аналогичные результаты были получены и при использовании термокинетического подхода для описания температурной зависимости скорости РУТ в алюминиевых сплавах [53].

Для понимания причин, определяющих особенности припороговой кинетики РУТ в конструкционных сталях при повышенных температурах, весьма полезным оказалось привлечение концепции ЗТ, в частности анализ развития ЗТШ и ЗТО при повышенных температурах. Установлено, что с ростом температуры вследствие усиления поперечного скольжения снижается шероховатость поверхности разрушения, что ослабляет ЗТШ, обеспечивая снижение номинального порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ [54]. По этой причине в крупнозернистых сталях, для которых ЗТШ доминирует при РУТ с низкими скоростями, повышение температуры испытаний вызывает монотонное снижение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. При РУТ в мелкозернистых конструкционных сталях в припороговой области основной вклад в общий уровень ЗТ вносит ЗТО, а повышение температуры испытаний влияет в первую очередь на кинетику автокаталитического оксидообразования на поверхности излома и толщину слоя оксидов. При комнатной температуре, в силу автокаталитичности оксидообразования, на поверхности излома формируются в связи с фреттингом довольно толстые слои оксидов (толщина $\lambda_ф$ до 0,2 мкм), которые в значительной мере снижают эффективный размах КИН. Повышение температуры создает на поверхности излома оксидную пленку, толщина которой $\lambda_T$ контролируется температурой испытаний. Нагрев до температуры 370—420 К формирует оксидную пленку, затрудняющую фреттинг-процесс на поверхности разрушения, а дальнейшее повышение температуры вообще подавляет его. Поэтому суммарная толщина оксидных отложений $\lambda_T + \lambda_ф$ при повышении температуры вначале убывает, достигая минимума, а затем увеличивается за счет утолщения пленки оксидов термического происхождения (рис. 8.16, *а*). Качественные оценки толщины слоя оксидов на поверхностях изломов, полученные методом оже-спектроскопии, подтвердили предполагаемый немонотонный характер зависимости толщины слоя $\lambda$ от температуры испытаний [44]. Подобным образом происходит и изменение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ — снижение при нагреве до температур 420—470 К и дальнейший рост при более высоких температурах (рис. 8.16, *б*). Такой характер температурной зависимости порогового размаха КИН зафиксирован для перлитных сталей 10ГН2МФА, 30ХГСНА [44], А533 и А508 [18], роторной хромомолибденовольфрамовой стали [54]. Повышение температуры не сказывается на значениях эффективного порогового размаха КИН $\Delta K_{th\,eff}$. Таким образом, влияние повышенной температуры

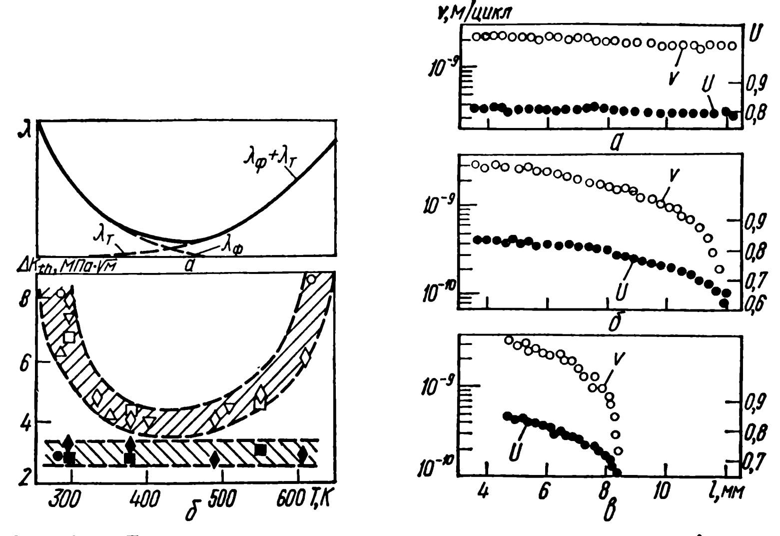



Рис. 8.16. Температурные зависимости толщины слоя оксидов λ на поверхности излома стали (*а*) и порогового размаха КИН (*б*):
◇, ◆ — А533В-1; □, ■ — А508-2; ○, ● — 15Х2МФА; ▽ — А470-8; △ — никельхромомолибденовая (светлые символы — испытания при $R=0\div0{,}1$; темные — при $R=0{,}75$) [44].

Рис. 8.17. Проявление автокаталитического увеличения ЗТО при испытаниях в условиях постоянного размаха КИН $\Delta K=9$ МПа·√м для образцов стали 10ГН2МФА толщиной $t=6$ мм (*а*), $t=12$ мм (*б*), $t=20$ мм (*в*) ($R=0$, $f=15$ Гц).

испытаний на скорость РУТ в конструкционных сталях обусловлено, главным образом, изменением уровня ЗТ. Показанные на рис. 8.16 два типа температурной зависимости порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ связаны с реализацией при РУТ различных механизмов ее закрытия — ЗТО в мелкозернистых сталях, ЗТШ — в сталях, структурное состояние которых обеспечивает формирование рельефной поверхности разрушения при РУТ.

**Оценка масштабного фактора с учетом ЗТ.** Вопрос о влиянии масштабного фактора, т. е. размера образцов, на характеристики ЦТ — один из важнейших в механике усталостного разрушения, так как он касается адекватности результатов испытаний лабораторных образцов и натурных изделий при прогнозировании работоспособности последних.Единого мнения относительно влияния толщины используемых образцов на сопротивление сталей припороговому РУТ нет. Зафиксировано снижение [53, 55, 56], повышение [55, 56] и постоянство [56] пороговых размахов КИН $\Delta K_{th}$ различных сталей при увеличении толщины образцов в пределах 12,5—50 мм [53] и 25—150 мм [55, 56]. Столь противоречивые данные объясняются с позиций концепции ЗТ на основе рассмотрения влияния напряженно-деформированного состояния на реализацию того или иного механизма ЗТ. Установлено, что даже в условиях припорогового РУТ вдоль фронта трещины существуют различия в напряженно-деформированном состоянии материала, в связи с чем изменяются условия проявле-

ния ЗТ. В частности, испытания образцов из перлитной стали 10ГН2МФА различной толщины при отнулевой асимметрии и постоянном размахе $\Delta K = 9$ МПа$\cdot\sqrt{м}$ показали (рис. 8.17), что повышение толщины образцов значительно интенсифицирует автокаталитическое оксидообразование на поверхности разрушения, обеспечивая доминирование ЗТО и усиливая уровень ЗТ (уменьшая коэффициент ЗТ $U$) в целом. Поскольку ужесточение напряженно-деформированного состояния у вершины трещины при увеличении толщины образцов снижает циклическое раскрытие трещины $\delta_a$, переход к стадии автокаталитического оксидообразования в толстых образцах происходит при более высоких номинальных значениях размаха КИН $\Delta K$. Это обеспечивает ускоренное нарастание слоя продуктов фреттинг-коррозии в полости трещины и, как следствие, достижение эффективного порогового размаха КИН $\Delta K_{th\,eff}$ при более высоких размахах КИН $\Delta K$. Уменьшение толщины образцов до 6 мм для стали 10ГН2МФА (рис. 8.17, *а*), наоборот, затрудняет переход к автокаталитическому оксидообразованию, устраняет возможность реализации ЗТО и обеспечивает доминирование ЗТП. Таким образом, различия в напряженно-деформированном состоянии вдоль фронта усталостной трещины в образцах различной толщины способны вызвать изменения доминирующего механизма ЗТ, сопровождающего ее распространение. Это позволяет использовать концепцию ЗТ для объяснения влияния толщины образцов на пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$.

ЗТП локализуется в областях излома, прилегающих к боковым граням образца, где преобладает плосконапряженное состояние [57]. Поэтому в тонких образцах, в которых даже припороговый РУТ происходит в условиях, близких к плосконапряженному состоянию, доминирующим будет ЗТП, обеспечивающее высокие значения порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ из-за развитых губ утяжки. Рост толщины образцов снижает вклад губ утяжки в ЗТ, что увеличивает эффективный размах КИН и уменьшает пороговый — эта тенденция подтверждается результатами работ [58, 59]. Следовательно, если припороговый РУТ происходит в условиях доминирования ЗТП, увеличение толщины образцов обеспечивает снижение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. Если в процессе РУТ создаются условия для перехода к ЗТО и развитию автокаталитического оксидообразования на поверхности излома, то увеличение толщины образцов интенсифицирует рост слоя продуктов коррозии в полости трещины, что приводит к повышению порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. Таким образом, для материалов, у которых реализуется ЗТО, нельзя ожидать однозначного влияния толщины образцов на пороговый размах КИН, поскольку реализация различных механизмов ЗТ в образцах разной толщины обеспечивает немонотонную зависимость порогового размаха КИН от толщины образца. Изменение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ в связи с изменением толщины образцов схематически представлено на рис. 8.18, где отражено влияние толщины образцов на пороги усталости в связи с реализацией различных механизмов ЗТ.

Увеличение толщины образцов снижает величину $\Delta K^{п}_{th\,cl}$, соответствующую ЗТП, и повышает величину $\Delta K^{о}_{th\,cl}$ соответствующую ЗТО. Горизонтальная линия на схеме характеризует постоянный для данного материала уровень эффективного порогового размаха КИН $\Delta K_{th\,eff}$ На схеме указаны области преимущественной реализации каждого из механизмов (ЗТП или ЗТО), а также область, где уровень ЗТ в равной степени определяется обоими механизмами. Итоговая кривая, отражающая зависимость порогового размаха КИН от толщины образца, характери-

зуется суммой значений $\Delta K_{th\,eff}$, $\Delta K^{п}_{th\,cl}$ и $\Delta K^{o}_{th\,cl}$. Такая концепция влияния напряженного состояния у вершины трещины на механизм ее закрытия позволяет с единых позиций объяснить зависимость порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ от толщины образцов для сталей различных классов (табл. 8.2).

Для широко распространенных в машиностроении умереннолегированных сталей средней и низкой прочности с ферритно-перлитной структурой зависимость порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ от толщины образца, вероятно, немонотонна и имеет минимум где-то в средней части диапазона иссле-

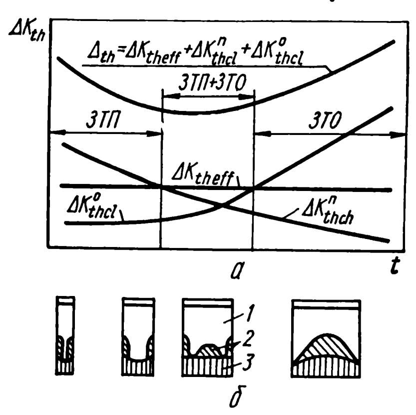



Рис. 8.18. Зависимость различных компонент ЗТ от толщины образцов и их вклад в пороговый размах $\Delta K_{th}$ (*а*), а также схемы, иллюстрирующие изменение топографии зон контакта берегов трещины при увеличении толщины образцов (*б*):

*1* — зона усталостной трещины; *2* — зона контакта берегов трещины; *3* — зона долома.

дуемых значений толщин (кривая *1* на рис. 8.19). Для стали 10ГН2МФА ($\sigma_{0,2} = 460$ МПа) такой характер изменения порогового размаха КИН при увеличении толщины образца от 2 до 35 мм подтвержден экспериментально [59]. Для более прочной ($\sigma_{0,2} = 584$ МПа) корпусной теплоустойчивой стали 15Х2МФА со структурой перлита увеличение толщины образцов от 25 до 150 мм вызывает рост значений порогового размаха КИН при $R = 0$ в диапазонах от 7,7—8,7 до 14,8—18,0 МПа$\cdot\sqrt{м}$ [56]. Такое поведение не противоречит предложенной схеме, однако ниспадающая ветвь зависимости порогового размаха КИН от толщины образца, по-видимому, лежит за пределами исследованного диапазона толщин.

Для аустенитных нержавеющих сталей рассмотренная немонотонная зависимость с минимумом будет вырождаться в монотонно снижающуюся (кривая *2* на рис. 8.19). Такая трансформация связана с малой склонностью аустенита к образованию продуктов фреттинг-коррозии на контактирующих берегах трещины [60], что подавляет реализацию в данной структуре механизма ЗТО. Следовательно, пороговый размах КИН будет формироваться без участия этого механизма ЗТ и, согласно рассмотренной схеме, увеличение толщины образцов будет приводить к его снижению. Этот вывод экспериментально подтвержден исследованиями стали 08Х18Н10Т [56]. Характерная особенность припорогового поведения сталей с аустенитной структурой, связанная с их пластичностью,— повышенный по сравнению с перлитными сталями уровень ЗТ, реализующийся в лабораторных образцах небольших размеров. Это свойство высокопластичных аустенитных структур может привести к завышенной оценке работоспособности материала в реальной конструкции, если ее давать по результатам исследования образцов малой толщины.

В высокопрочных сталях ЗТ проявляется крайне слабо или отсут-

ствует вообще [8]. Поэтому обработка стали на высокую прочность путем достижения структуры мартенсита или нижнего бейнита обеспечивает более низкие, чем в других микроструктурных состояниях, пороговые размахи КИН $\Delta K_{th}$. В данном случае низкий уровень исходного ЗТ реализуется по механизму ЗТП и исключает переход к ЗТО, обеспечивая, таким образом, постоянство порогового размаха КИН для образцов различной толщины. Подтверждением сказанному может служить стабильный уровень порогового размаха КИН стали 15Х2МФА ($\sigma_{0,2}$ = 980 МПа), который наблюдается в широком диапазоне толщин образцов [55].

Таблица 8.2. **Влияние толщины образцов на пороговый размах КИН конструкционных сталей**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | Толщина образца, мм | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$, при $k = 0$ |
|---|---|---|---|
| 15Х2МФА | 584 | 25 | 7,1 |
| | | 150 | 17,9 |
| | 981 | 26 | 10,0 |
| | | 150 | 10,1 |
| 12Х18Н10Т | 272 | 25 | 8,3 |
| | | 150 | 4,1 |

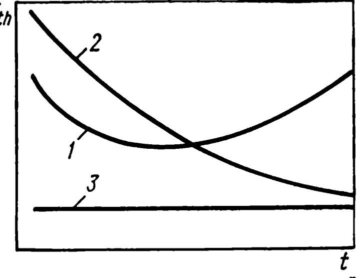



Рис. 8.19. Три типа зависимостей порогового размаха КИН от толщины образцов $t$ для конструкционных сталей:

1 — углеродистые; 2 — нержавеющие; 3 — высокопрочные.

**Другие эффекты, опосредованные ЗТ.** На основе представлений о ЗТ объясняются также различные кинетические эффекты, обусловленные нестационарностью режима нагружения. Например, явления замедления трещины после перегрузок связываются с ЗТП (см. п. 6.2 и рис. 6.8). Аналогично объясняется и ускорение РУТ при глубоких разгрузках (см. рис. 6.9).

К явлениям, которые сегодня объясняются с позиций ЗТ, относятся подтвержденные многими исследователями понижения сопротивления РУТ в области коротких трещин (см. п. 6.6). При наличии коротких трещин в силу их ограниченной длины не может быть реализовано ЗТП, связанное со смыканием берегов трещины лишь на определенном расстоянии от ее вершины. Для короткой трещины в пределах величины зерна линейный характер «кристаллографической» трещины также исключает ЗТШ, в то время как переход разрушения в соседние зерна стабилизирует развитие сдвиговой компоненты и продольное смещение сопряженных берегов трещины, ответственных за возникновение ЗТШ (см. рис. 8.9).

Определенное влияние на кинетику РУТ и уровень ЦТ может также оказывать измен ние характера ЗТ в области низких температур испытаний. Резкое снижение температуры испытаний до температур глубокого холода связано с низкотемпературным упрочнением и повышением физического предела текучести $\sigma_т$, что должно повлечь за собой уменьшение ЗТП. Однако падение температуры при определенных амплитудных режимах может привести к изменению механизма разрушения, обусловленному ХВП (см. п. 6.4). Это будет способствовать развитию фасеточного огрубленного рельефа излома, ответственного за развитие ЗТШ. Конечный итог взаимодействия ЗТП и ЗТШ будет определять вклад ЗТ в низкотемпературную кинетику РУТ.

## 8.3. Закрытие трещин и структура конструкционных сплавов

Один из основных факторов, контролирующих механизм доминирующих при разрушении видов ЗТ,— структура сплавов, которая, в свою очередь, опосредствована химическим составом и операциями термической или термомеханической обработки. Структурная чувствительность порогов усталости сводится к вопросу структурной чувствительности ЗТ (см. п. 7.6). При РУТ с припороговыми скоростями возможна реализация различных механизмов ЗТ, три из которых главные — ЗТП, ЗТО и ЗТШ.

**Влияние микроструктуры материалов на ЗТП.** Уже из самого определения этого механизма ЗТ следует, что любые изменения структуры, увеличивающие пластические свойства материалов, будут усиливать ЗТП. Между уровнем ЗТП, реализующимся при РУТ, и показателями пластичности стали (поперечное сужение $\psi$ и удлинение при растяжении $\delta_5$) существует симбатная зависимость. Так, усиление ЗТП происходит при уменьшении размаха зерна, снижении содержания углерода, специальном легировании стали, увеличении температуры отпуска и режимах отжига, обеспечивающих повышение пластичности материалов. Поскольку изменять пластические свойства материалов можно не только воздействуя на их структурное состояние, но и посредством вариации условий нагружения и исчерпания запаса пластичности, структурная чувствительность ЗТП во многом определяется режимами эксплуатации материалов. ЗТП как фактор кинетики РУТ реализуется в наибольшей мере на тех участках фронта трещины, где развитие пластичности максимальное. Для балочного образца — это участки, расположенные у боковых поверхностей, где реализуется плосконапряженное состояние. Поэтому (см. п. 8.2) уровень ЗТП снижается при увеличении толщины образцов — этот процесс происходит независимо от структуры материалов, однако в большей степени проявляется у сталей низкой прочности. Подобным образом могут влиять на ЗТП частота циклического нагружения и температура испытаний. Для сплавов с высокой пластичностью повышение частоты нагружения благодаря увеличению скорости деформирования приводит к существенному упрочнению материала в зоне предразрушения. То же самое будет происходить при понижении температуры испытаний, а уровень ЗТП можно рассматривать как своего рода функцию температурно-скоростного параметра $T \ln (A/\dot{\varepsilon})$, где $A$ — константа, подобно тому, как это принято считать при оценке влияния температуры и скорости испытаний на кратковременную трещиностойкость, выраженную параметром $K_{Ic}$ [61]. Такое существенное влияние температуры и скорости испытаний характерно. главным образом, для низкопрочных ОЦК сплавов, у которых наблюдаются резко выраженные температурно-скоростные эффекты изменения предела текучести. С точки зрения выносливости при повторных нагрузках такие материалы принадлежат к категории сплавов с интенсивным циклическим упрочнением.

Рассмотренные особенности, присущие ЗТП, не дают возможности достаточно надежно прогнозировать количественно влияние тех или иных структурных факторов на ЗТП, а позволяют предсказывать лишь тенденции его изменения. ЗТП — необходимая предпосылка для развития двух других механизмов ЗТ—ЗТО и ЗТШ, и от уровня ЗТП зависит, насколько велик будет вклад в припороговую кинетику РУТ указанных механизмов ЗТ.

**Структурная чувствительность ЗТО.** Поскольку для реализации этого механизма ЗТ необходимо образование продуктов коррозии на берегах трещины, структурные факторы, способствующие фреттинг-коррозии, облегчают развитие ЗТО. Однако решающее значение для интенсификации

ЗТО имеет процесс автокаталитического утолщения слоя продуктов коррозии на берегах трещины, закономерности которого могут отличаться от таковых фреттинг-коррозии.

Развитие ЗТО характерно для большинства низколегированных сталей низкой и средней прочности. Склонность к ЗТО ощутимо убывает при легировании сталей и практически отсутствует у высоколегированных нержавеющих сталей. Это происходит как вследствие упрочнения стали, так и благодаря повышению при легировании ее стойкости к развитию коррозионных процессов. Снижение уровня прочности, независимо от того, каким путем оно достигается, облегчает начало фреттинг-коррозии и, как правило, способствует усилению оксидообразования на берегах трещины. Развитию автокаталитического оксидообразования способствует достижение определенного числа точек контакта сопряженных берегов трещины, обеспечивающего переход в стадию автокаталитического утолщения продуктов коррозии на поверхности излома. Такой процесс облегчается при уменьшении шероховатости излома и образовании однородного по высоте рельефа поверхности разрушения, что, в свою очередь, определяется структурным состоянием материала. Экспериментальное подтверждение роли указанных факторов получено при исследовании РУТ в образцах перлитной стали 10ГН2МФА с размером зерна 20 и 200 мкм [24]. При нагружении с отнулевой асимметрией цикла и частотой 15 Гц в условиях поддержания постоянного размаха КИН $\Delta K = 9$ МПа $\times \sqrt{м}$ в мелкозернистой стали развивается автокаталитическое оксидообразование на поверхности излома, обеспечивающее снижение скорости РУТ вплоть до пороговой (рис. 8.20, *а*). В крупнозернистой стали при тех же условиях нагружения скорость РУТ остается неизменной при увеличении длины трещины, автокаталитический процесс оксидообразования в ее устье отсутствует. В обоих случаях уровень ЗТ примерно одинаков и весьма высок (коэффициент открытия трещины $U = \dfrac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 0{,}63 \div 0{,}65$).

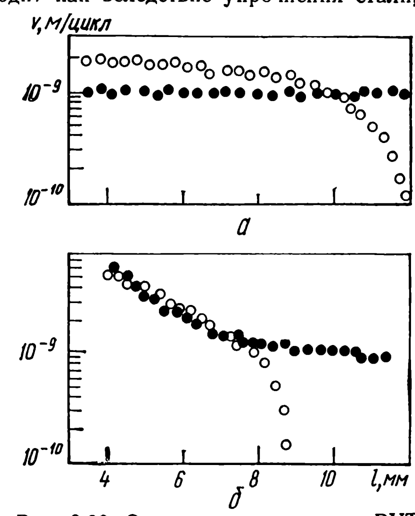



Рис. 8.20. Зависимости скорости РУТ от длины трещины $l$ для стали 10ГН2МФА с размером зерна 20 мкм (○) и 200 мкм (●), полученные при $\Delta K = 9$ МПа$\cdot\sqrt{м}$, $f = 15$ Гц, $R = 0$ (*а*) и $R = -1$ (*б*).

Отложения оксидов обнаружены на изломах мелкозернистой стали и не были замечены на рельефном изломе стали с крупным зерном. Переход от пульсирующего цикла к асимметричному со сжимающей компонентой также не привел к автокаталитическому росту количества оксидов в крупнозернистой стали, хотя усилил этот процесс в стали с мелким зерном (рис. 8.20, *б*). Таким образом, уменьшение рельефности изломов — эффективный способ усиления ЗТО. Последнее может быть достигнуто термической обработкой, обеспечивающей получение дисперсионной структуры, для которой РУТ с низкими скоростями происходит внутризеренно путем

сдвига или с образованием специфических кристаллографических бороздок (см. п. 3.4).

**Влияние структуры материалов на ЗТШ.** ЗТШ — альтернативный механизм ЗГО. Уровень ЗТШ усиливается по мере увеличения рельефности излома (см. п. 8.1), что и определяет основные пути воздействия на структуру с целью достижения максимального проявления ЗТШ и увеличения его вклада в общий уровень ЦТ материалов. При низких скоростях РУТ повысить рельефность изломов можно двумя путями — увеличивая размеры структурных составляющих (размер зерна перлитных колоний и т. п.), разрушение которых при РУТ происходит путем сдвига вдоль определенных кристаллографических плоскостей, или же формируя структуры, обеспечивающие РУТ по хрупким механизмам внутри- и межзеренного скола. Внутризеренный скол может, в частности, происходить в случае распространения трещин сквозь участки перлита в ферритно-перлитной структуре или разрушения низкоуглеродистых сталей при пониженных температурах. Увеличение размера зерна или перлитной колонии при этом повышает уровень ЗТШ. Развитие межзеренного скола в условиях припорогового РУТ происходит главным образом после упрочняющих обработок, сопровождающихся сегрегацией примесей фосфора, мышьяка, сурьмы и других элементов на границах зерен. Повышение номинального порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$, вызванное высоким уровнем ЗТШ, может сопровождаться снижением эффективных пороговых размахов КИН $\Delta K_{th\,eff}$ и ускоренным РУТ на средне- и высокоамплитудных участках КДУР.

На каждый из трех рассмотренных механизмов ЗТ наиболее широко применяемые структурно-металлургические факторы упрочнения сталей и сплавов воздействуют следующим образом (табл. 8.3). Увеличение размера зерна или перлитной колонии несколько снижает уровень ЗТП, подавляет ЗТО и усиливает ЗТШ. Твердорастворное упрочнение и холодная пластическая деформация приводят к ослаблению ЗТП в связи с понижением пластичности материалов. Уровень ЗТО при этом также убывает, однако одновременно может существенно возрасти вклад ЗТШ, что в конечном итоге способно вызвать рост номинального порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. Основная причина подавления ЗТО и развития ЗТШ в данном случае — повышение склонности упрочненных сталей к хрупкому разрушению в процессе РУТ. Так, при холодном наклепе малоуглеродистой стали помимо упрочнения феррита возможно растрескивание зернограничных карбидов, которые служат инициаторами внутризеренного скола феррита при РУТ с низкими скоростями, что приводит к увеличению шероховатости поверхности разрушения. Повышение содержания углерода обеспечивает в отожженной стали увеличение объемной доли карбидной фазы и формирование ферритно-перлитной структуры либо структуры феррит—сфероидизированные карбиды. В первом случае укрупнение участков перлита способно повысить уровень ЗТШ, поскольку их разрушение часто протекает по механизму внутризеренного скола. Повышение объемной доли сфероидизированных карбидов снижает склонность к реализации ЗТП при РУТ с низкими скоростями и практически не влияет на уровень ЗТО и ЗТШ. Подобным образом изменяется и вклад различных механизмов ЗТ в общий уровень порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ при повышении содержания углерода в высокоотпущенных сталях (табл. 8.3). Упрочнение сталей, достигаемое уменьшением межпластинчатого расстояния в перлите при сохранении неизменным размера перлитной колонии, ощутимо не влияет ни на один из рассматриваемых механизмов ЗТ, хотя несколько снижает уровень ЗТП вследствие уменьшения пластичности стали. Такое поведение связано со специфическими механизмами РУТ в перлитных сталях — перлитным сколом и так называемой перлитной бороздчатостью,

Таблица 8.3. **Влияние структурных факторов на уровень ЗТ, реализуемого по различным механизмам**

| Структурные факторы | Размер зерна или перлитной колонии ($d$) | Твердорастворное упрочнение и холодный наклеп | Содержание углерода в высокоотпущенной стали (С. %) | Повышение температуры отпуска | Межпластиночное расстояние в перлите ($\lambda$) |
|---|---|---|---|---|---|
| ЗТП | $\Delta K_{cl}$; $d$ | $\Delta K_{cl}$; $\varepsilon, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $C, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $T$ | $\Delta K_{cl}$; $\lambda^{-1/2}$ |
| ЗТО | $\Delta K_{cl}$; $d$ | $\Delta K_{cl}$; $\varepsilon, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $C, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $T$ | $\Delta K_{cl}$; $\lambda^{-1/2}$ |
| ЗТШ | $\Delta K_{cl}$; $d$ | $\Delta K_{cl}$; $\varepsilon, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $C, \%$ | $\Delta K_{cl}$; $T$ | $\Delta K_{cl}$; $\lambda^{-1/2}$ |

Примечание. $\Delta K_{cl}$ — размах КИН с учетом ЗТ.

которые отражают кристаллографическую ориентацию перлитных колоний относительно траектории магистральной трещины. В результате формируются изломы с повышенной шероховатостью, обеспечивающей превалирование ЗТШ при РУТ, которое может быть усилено лишь увеличением размеров перлитных колоний.

Снижение прочности стали, вызванное ростом температуры отпуска, сказывается прежде всего на повышении уровня ЗТП и, как следствие этого, сопровождается развитием оксидообразования в полости трещины при ее росте с припороговой скоростью. В связи с низкой пластичностью высокопрочных сталей со структурой мартенсита уровень ЗТП в них не высок, поэтому развитие других механизмов ЗТ также затруднено. По этой причине практически отсутствует ЗТШ при РУТ в мартенсите, несмотря на то что припороговый РУТ часто протекает с образованием фасеток межзеренного скола, приводящим к довольно развитому рельефу излома.

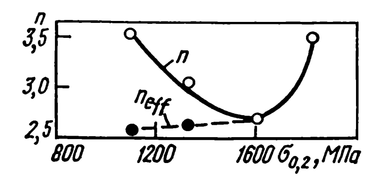


Рис. 8.21. Зависимости показателя степени $n$ уравнения Пэриса от предела текучести стали 75ХГСТ после закалки и отпуска при температурах 470—870 К, полученные из КДУР, построенных в координатах $v - \Delta K$ и $v - \Delta K_{eff}$.

Знание основных тенденций изменения уровня и механизмов ЗТ под действием структурно-металлургических факторов, а также условий эксплуатации конкретных элементов конструкций открывает возможность целенаправленного воздействия на материал с целью получения максимального сопротивления РУТ в изделиях. Наличие информации о вкладе ЗТ в кинетику РУТ дает возможность углубленного взгляда на строение КДУР и осмысленной оценки условий формирования тех или иных параметров ЦТ сплавов. Это, в частности, касается оценки характера изменения показателя $n$ в степенной зависимости Пэриса для конструкционных сталей в широком диапазоне их прочности после закалки и отпуска. Рассмотрим для примера углеродистую конструкционную сталь, подвергнутую обработке на высокую прочность путем закалки на мартенсит. Как известно, повышение температуры отпуска способствует монотонному снижению параметра $n$ в связи с постепенным уменьшением наклона пэрисовского участка (см. рис. 7.7). Этот процесс связан с весьма слабым влиянием низкого и среднего отпуска на пороговый КИН $K_{th}$, в то время как в связи с увеличением температуры отпуска критический КИН $K_{fc}$ заметно возрастает. Вместе с тем дальнейшее увеличение температуры отпуска до 770 и 870 К приводит к радикальному повышению порогового КИН, в то время как критический КИН сдвигается вправо не столь существенно. В итоге для высокоотпущенных сталей показатель $n$ вновь возрастает, что находится в определенном противоречии с представлениями о роли высокого отпуска и термического улучшения в обеспечении повышенной ЦТ сталей. Указанное противоречие объясняется после перестройки КДУР в координатах $v - \Delta K_{eff}$. Как показывает сравнительный анализ коэффициентов уравнения Пэриса $n$ для КДУР в координатах $v - \Delta K$ и $n_{eff}$ для КДУР в координатах $v - \Delta K_{eff}$ (рис. 8.21), такое сопоставление позволяет более четко выявить корреляцию между возрастающей пластичностью сталей и $n_{eff}$. Последний параметр сохраняет свою структурную чувствительность также для высокоотпущенных сталей, а зависимость $n_{eff} - T_{отп}$ в целом имеет характер ниспадающей кривой (пунктирная линия на рис. 8.21).

## 8.4. Структурная концепция порогов усталости

Явление ЗТ, значительно влияющее на кинетику РУТ, вблизи порога усталости связано с процессами, происходящими, главным образом, на некотором удалении от вершины трещины [8, 62] Вместе с тем в связи с локальностью зоны предразрушения ощутимое воздействие на припороговый РУТ могут оказывать также различия между геометрией реальной трещины и идеальным прямым разрезом нулевой толщины, для которого были разработаны подходы линейной механики разрушения. В первую очередь это касается деформационного затупления вершины трещины и отклонения ее фронта от магистрального направления. Последнее связано с микро- и макроветвлением трещины, причиной которых служит зигзагообразный характер ее распространения по отдельным структурным составляющим материала или по границам зерен. В результате происходит снижение значения компоненты КИН $K_{\text{I}}$ (нормальный отрыв), являющейся движущей силой распространения трещины, и повышается значение компоненты КИН $K_{\text{II}}$ (сдвиг). Например, если малая по сравнению с общей длиной авангардная часть трещины отклоняется на угол 45° от магистрального направления, локальный уровень КИН $K_{\text{I}}$ снижается до 20 %. Имеются достаточно хорошо апробированные геометрические модели, учитывающие влияние на величину $K_{\text{I}}$ отклонения трещины от магистрального направления ее роста [31]. Однако эти модели не учитывают, что при отклонении траектории трещины от прямолинейной помимо снижения значения $K_{\text{I}}$ происходит увеличение общей длины трещины, что также требует определенных энергозатрат и является дополнительным фактором уменьшения скорости ее распространения. И наконец, повышение извилистости траектории трещины благоприятствует развитию ЗТШ. Для учета микро- и макроветвления трещины при экспериментальной оценке ЦТ конструкционных материалов предложено использовать коэффициент релаксации напряжений $\alpha$ [64]:

$$\alpha = \Delta K^{s}_{th\ eff} / \Delta K_{th\ eff}, \tag{8.7}$$

где $\Delta K^{s}_{th\ eff}$ — эффективный пороговый размах КИН идеализированной прямой трещины, распространяющейся без отклонения от магистрального направления. (Методика оценки величины $\alpha$ описана в п. 9.1.)

Деформационное затупление вершины усталостной трещины неизбежно при РУТ в реальных конструкционных материалах. Интенсивность затупления вершины трещины, определяемая двумя факторами — уровнем прочности материала и размахом КИН $\Delta K$ [63] — усиливается по мере снижения первой характеристики и повышения второй. Для учета затупления реальной трещины, выполняющего роль фактора релаксации напряжений в зоне предразрушения, предложен подход [64], в рамках которого усталостная трещина рассматривается как концентратор напряжений с радиусом вершины $\rho$, равным радиусу вершины затупленной трещины. При этом размах напряжений в вершине трещины при циклическом нагружении описывают выражением $\Delta K_{eff}/\sqrt{\rho}$ подобно тому, как это принято Г. Нейбером для оценки напряженного состояния в образцах с конструктивными концентраторами напряжений [64]. Использование предложенного подхода позволяет получить характеристику размаха пороговой напряженности в вершине трещины

$$\Delta\bar{\sigma}_{th} = \Delta K_{th\ eff} / \sqrt{\rho_{th}} \tag{8.8}$$

(где $\rho_{th}$ — радиус вершины трещины на пороге усталости), которая мо

жет служить количественным показателем способности материала к релаксации напряжений в вершине трещины. Между размахом порогового напряжения и пределом текучести сталей существует прямо пропорциональная зависимость [65].

Приведенный анализ влияния структурных факторов на процессы, происходящие при РУТ с низкими скоростями, позволил сформулировать следующую структурную концепцию пороговых размахов КИН [66]. Она базируется на предпосылке, согласно которой пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ включает в себя две составляющие: $\Delta K_{th\,cl}$ — учитывающую вклад ЗТ, $\Delta K_{th\,eff}$ — соответствующую пороговому эффективному размаху КИН:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th\,cl} + \Delta K_{th\,eff}. \tag{8.9}$$

С учетом уравнений (8.7) и (8.8) выражение для оценки пороговых размахов КИН может быть представлено в виде

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{thcl} + \frac{1}{\alpha} \Delta\bar{\sigma}_{th}/\sqrt{\rho_{th}}. \tag{8.10}$$

Таким образом, пороговая трещиностойкость металлов и сплавов зависит от четырех, опосредованных структурой факторов: ЗТ, склонности к релаксации напряжений в результате затупления вершины трещины, а также ее извилистости или ветвления и, наконец, размаха пороговой напряженности $\Delta\bar{\sigma}_{th}$. Для материалов с высокой припороговой трещиностойкостью вклад ЗТ (т. е. величины $\Delta K_{th\,cl}$) может значительно превосходить вклад трех остальных факторов. С повышением прочности сталей роль ЗТ убывает, обеспечивая возрастание роли геометрических факторов в припороговой кинетике. Опосредованный структурный вклад в повышение порогового размаха КИН деформационного затупления вершины трещины и искривления ее фронта всецело определяется структурночувствительной характеристикой размаха пороговой напряженности материала $\Delta\bar{\sigma}_{th}$. Последняя, по существу, может рассматриваться как параметр, эквивалентный пределу циклической микротекучести материала, который подобным же образом несет ответственность за его предел выносливости. Такой подход имеет общий характер и применим для широкого класса сталей и сплавов. С точки зрения практики создания новых материалов и упрочняющих технологий из него следует, что структурные методы оптимизации припороговой трещиностойкости сплавов должны обеспечивать целенаправленное воздействие на все перечисленные группы факторов. В качестве примера реализации этого подхода можно привести способ повышения пороговой трещиностойкости низколегированных сталей путем создания в них двухфазных ферритно-мартенситных структур (см. п. 7.6). Достижение оптимального состояния объемного содержания обеих фаз, их морфологии и распределения обеспечивает высокий пороговый эффективный размах КИН $\Delta K_{th\,eff}$ (вследствие значительной извилистости траектории трещины и ее торможения при пересечении межфазной границы феррит — мартенсит), а также повышенный уровень величины $\Delta K_{th\,cl}$ в связи с формированием достаточно развитого рельефа поверхности разрушения, обеспечивающего высокий уровень ЗТЩ.

# ГЛАВА 9

# КОРРОЗИОННО-ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

## 9.1. Методические особенности определения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов

Коррозионные среды могут существенно менять скорость РУТ и ЦТ в целом. Характер и интенсивность влияния среды определяются как системой «материал — среда», так и условиями циклического нагружения (уровнем КИН, асимметрией, частотой и формой цикла, температурой испытаний, наложением внешней поляризации и т. п.). Коррозионно-циклическую трещиностойкость материалов определяют на основе зависимостей скорости РУТ $v$ от уровня КИН ($\Delta K$ или $K_{max}$) — КДУР. Важная характеристика ЦТ — пороговый размах КИН $\Delta K_{thc}$ ($K_{thc}$) — соответствующий условиям нераспространения коррозионно-усталостных трещин. Коррозионные среды не изменяют критического коэффициента КИН $K_{fc}$ большинства конструкционных материалов. Исключение составляют особо прочные сплавы, например низкоотпущенные стали, вследствие существенного понижения их кратковременной трещиностойкости в средах [1].

Степень влияния коррозионной среды на ЦТ материалов оценивают качественно на основании сопоставления КДУР для данной среды и лабораторного воздуха (реже инертного газа или вакуума), а также количественно — по изменению скорости РУТ при одинаковом значении КИН или по изменению порога трещиностойкости. В первом случае определяется коэффициент влияния среды $\beta_v = v_c/v$, где $v_c$ и $v$ — скорости РУТ при определенном фиксированном значении КИН для коррозионной и инертной среды соответственно, а во втором — коэффициент влияния среды $\beta_{th} = \Delta K_{thc}/\Delta K_{th}$. Учитывая практическую значимость оценок трещиностойкости в пределах пэрисовского участка КДУР, целесообразно оценивать степень влияния среды в среднеамплитудной области нагружения по изменению $\Delta K^*$. Последний рассматривается [2] в качестве независимой характеристики ЦТ на среднем участке КДУР и соответствует размаху КИН при скорости РУТ примерно $10^{-7}$ м/цикл. В этом случае определяется коэффициент $\beta_{\Delta K^*}$, который равен отношению значений $\Delta K^*$, полученных при испытаниях в коррозионной среде и на воздухе соответственно. При проведении сравнительных испытаний целесообразно поддерживать условия механического нагружения (асимметрия, частота и форма цикла) на воздухе и в коррозионной среде идентичными. Однако в ряде случаев точное соблюдение одинаковых параметров нагружения не обязательно. В частности, если определяется чувствительность материала к среде при низкочастотном нагружении, а изменение частоты циклов на воздухе в определенном диапазоне не влияет на РУТ, то ЦТ материала можно оценивать на воздухе и при повышенной частоте.

Особенность испытательных устройств, предназначенных для определения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов,— наличие коррозионной камеры, охватывающей образец или его рабочую часть.

К ее конструкции могут предъявляться определенные требования, касающиеся стабилизации температуры среды, наложения внешней поляризации и т. п. Следует, например, учитывать, что подача среды в устье трещины капельным методом приводит к сильной ее аэрации, что сказывается на результатах испытаний [3].

Несколько разновидностей установок для оценки коррозионной трещиностойкости материалов при циклическом нагружении разработано в Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР [4]. Способ нагружения образца в таких установках жесткий, что позволяет изменять в широком диапазоне частоту нагружения при использовании электроприводов постоянного тока. Это обстоятельство расширяет возможности коррозионно-усталостных исследований, поскольку чувствительность материалов к средам зависит от частоты нагружения. Кроме того, в установках с жестким нагружением можно обеспечить управление уровнем КИН в процессе РУТ (его стабилизацию, плавное уменьшение), изменяя податливость упругих звеньев испытательной машины [4—6].

Особая методическая задача — проведение испытаний в средах при повышенных температуре и давлении. Для этого разработаны автоклавы, а также устройства, обеспечивающие передачу усилий от силовозбудителя к образцу и измерения длины усталостной трещины [4, 7].

Исследование коррозионно-циклической трещиностойкости материалов сопряжено с двумя особенностями, значительно осложняющими проведение испытаний и интерпретацию полученных результатов. Первая состоит в изменении напряженно-деформированного состояния в вершине коррозионной трещины в связи с ее ветвлением и затуплением (коррозионным разъеданием), а также изменением эффекта ЗТ [8]. Ветвление и затупление приводят к релаксации напряжений в вершине трещины и понижению эффективных КИН, а ЗТ — к уменьшению эффективного размаха КИН. Поскольку оба указанных параметра определяют механическую ситуацию в вершине усталостной трещины, их изменение в связи с воздействием коррозионной среды сказывается на кинетике разрушения. Таким образом, учет факторов морфологии коррозионных трещин и их закрытия необходим также для выяснения механизма влияния коррозионной среды и условий формирования параметров коррозионно-циклической трещиностойкости материала. Это создает предпосылки для целенаправленного конструирования сплавов путем управления структурой и составом, а также эксплуатационными режимами нагружения с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению.

Вторая особенность определения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов обусловлена спецификой электрохимических условий в вершине трещины, существенно отличающихся от таковых на поверхности испытываемого образца. Степень такого отличия для данной системы «металл—среда» зависит [9] от длины трещины, напряженно-деформированного состояния в ее вершине, времени действия среды, потенциала внешней поляризации и других факторов. В связи с этими обстоятельствами среда может по-разному влиять на формирование зоны предразрушения в вершине трещины и тем самым по-разному воздействовать на процесс усталостного разрушения металла. Поэтому знание электрохимической ситуации в вершине трещины часто необходимо для получения однозначных данных о ЦТ материала в коррозионных средах, оценки механизма его коррозионно-усталостного разрушения и разработки методов защиты.

**Учет морфологии и закрытия коррозионных трещин.** Количественно роль ветвления и затупления коррозионно-усталостных трещин в изменении напряженного состояния в их вершине оценивается согласно методике [10] регламентирующей определение эффективных значений КИН. С этой целью проводят сравнительные испытания на кратковременную трещиностойкость образцов с острой, сформированной на воздухе, и кор-

розионной трещинами и рассчитывают коэффициент релаксации напряжений $\alpha = K_{Ic}/K_{Ic}^{к}$, а также уровень $\Delta K_{eff}^{\alpha} = \alpha \Delta K$ (или $K_{max\ eff}^{\alpha} = \alpha K_{max}$), где $K_{Ic}$ и $K_{Ic}^{к}$ — кратковременная трещиностойкость образцов с острой и коррозионной трещинами соответственно. Согласно методике [10], опыты осуществляют при определенной пониженной температуре $T_п$, обеспечивающей такой же размер ПЗ в вершине коррозионной трещины, как и в условиях циклического нагружения при заданном $K_{max}$. Это условие с учетом температурной зависимости $\sigma_{0,2}$ представляется в виде

$$K_{max}/\sigma_{0,2} = K_{Ic}^{к}/\sigma_{0,2}^{п}, \tag{9.1}$$

где $\sigma_{0,2}^{п}$ и $K_{Ic}^{к}$ — механические характеристики, найденные при $T_п$.

Практически процедура определения эффективного КИН сводится к следующему. Находят температурную зависимость кратковременной трещиностойкости образцов с коррозионно-усталостной трещиной, созданной при заданном фиксированном значении КИН (кривая 1 на рис. 9.1). Затем на основании температурной зависимости $\sigma_{0,2}$ (кривая 2) находят температурную зависимость $K_{max}$ $(\sigma_{0,2}^{п}/\sigma_{0,2})$—кривая 3. Точка пересечения кривых 1 и 3 соответствует искомой температуре $T_п$, для которой находят значение коэффициента $\alpha$. При испытаниях образцов с коррозионно-усталостными трещинами, выращенными при низких околопороговых КИН, условия равенства размеров ПЗ даже при температуре жидкого азота обеспечить невозможно. В этом случае перед испытаниями на кратковременную трещиностойкость рекомендуется проводить электролитическое наводороживание образцов [11], что обеспечивает существенное уменьшение пластической деформации в вершине трещины.

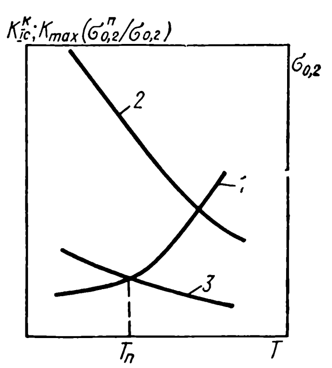



Рис. 9.1. Схема для определения температуры испытаний по методике [10]:
1—$K_{Ic}^{к}$—$T$; 2—$\sigma_{0,2}$—$T$; 3 — $K_{max}$ × ×$(\sigma_{0,2}^{п}/\sigma_{0,2})$—$T$

Оценка ЗТ при воздействии коррозионных сред проводится как и при испытаниях на воздухе. Если для его измерений используется метод податливости с датчиком перемещений, укрепляемым на образце непосредственно у вершины трещины, необходимо в конструкции коррозионной камеры (ячейки) предусмотреть возможность оперативной периодической установки и снятия датчика в процессе испытаний.

При комплексном учете ЗТ и изменения их геометрии уровень эффективного размаха КИН $\Delta K_{eff}^{\varkappa}$ определяется следующим образом:

$$\Delta K_{eff}^{\varkappa} = \alpha U \Delta K = \varkappa \Delta K,$$

где $U = \Delta K_{eff}/\Delta K$ — коэффициент открытия трещины; $\varkappa$ —коэффициент, отражающий суммарный вклад ветвления (затупления) и ЗТ в ослабление напряженно-деформированного состояния в вершине трещины. Такой подход был, в частности, использован при исследовании закономерностей коррозионного РУТ в высокопрочной стали 45ХН2МФА в диапазоне частот 0,1—10 Гц (рис. 9.2, *а*) [12]. В результате учета ветвления и закрытия коррозионно-усталостных трещин построены КДУР в координатах $v$ —

$\Delta K^{\varkappa}_{eff}$ (рис. 9.2, *б*). Сопоставление таких диаграмм с традиционными позволяет дифференцированно оценить роль в формировании параметров ЦТ изменения механической ситуации в вершине трещины и сопротивления материала деформированию и разрушению при воздействии коррозионной среды.

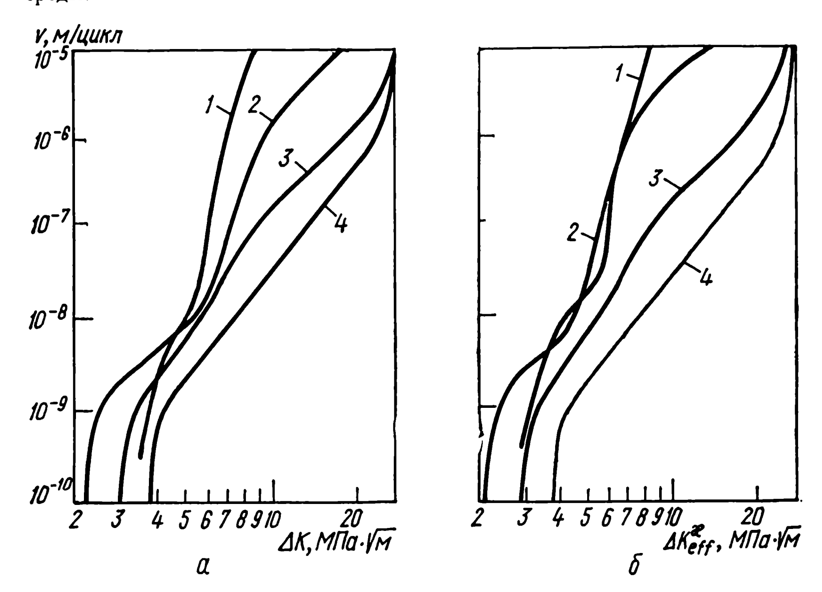



Рис. 9.2. КДУР стали 45ХН2МФА (отпуск при 470 К) без учета (*а*) и с учетом морфологии и ЗТ (*б*) при испытаниях в дистиллированной воде (*1—3*) и на воздухе (*4*) с частотами нагружения 0,1 Гц (*1*), 1 Гц (*2*) и 10 Гц (*3*, *4*).

**Оценка электрохимической ситуации в вершине усталостной трещины.** Электрохимическую ситуацию в вершине трещины обычно характеризуют двумя параметрами [13]: водородным показателем среды pH и электродным потенциалом металла φ Выбор этих параметров в качестве основных произведен исходя из зависимостей, устанавливающих границы термодинамической возможности протекания электрохимических процессов в данной системе «металл—среда» (диаграмм Пурбе [14]).

Существующие методики оценки электрохимической ситуации в трещине делятся на две группы. Методики, относящиеся к первой, основаны на разрушающих испытаниях образца с коррозионно-усталостной трещиной и последующем анализе поверхности разрушения и среды в трещине [15—17]. Их используют в основном только для установления качественной стороны исследуемых процессов. Вторая группа методик [18—21] основана на применении измерительных микроэлектродов различной конструкции, которые вставляют в специальные отверстия в испытываемом образце. Известны [9, 18, 20, 21] различные способы их установки по отношению к плоскости и фронту предполагаемого развития трещины (рис. 9.3). Расположение микроэлектродов параллельно фронту трещины (рис. 9.3, *а*) и перпендикулярно или под некоторым углом к плоскости развития трещины (рис. 9,3, *б*) применяют только для выборочных единичных изме-

рений. Наиболее подходящие для непрерывных электрохимических измерений в вершине развивающейся коррозионно-усталостной трещины в процессе испытаний материалов на ЦТ способы установки измерительного микроэлектрода — в плоскости предполагаемого развития трещины и перпендикулярно ее фронту (рис. 9.3, *в*).

Последний из названных способов реализован в работах [9, 19] на балочном образце (рис. 9.4) с краевой трещиной и цилиндрическим отверстием в плоскости ее распространения, ось которого перпендикулярна фронту трещины [22]. Выражение для КИН в случае нагружения тако-

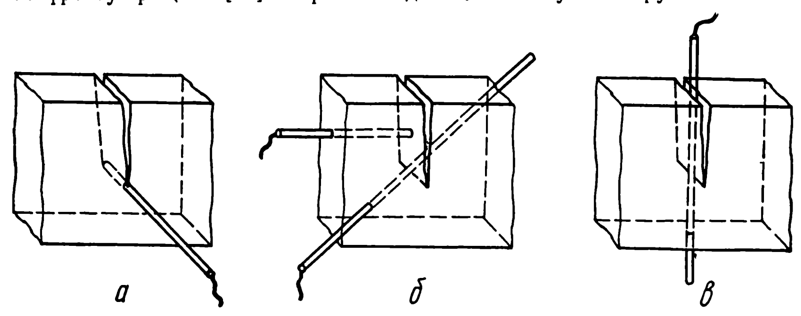



Рис. 9.3. Способы установки микроэлектродов для электрохимических измерений в вершине усталостной трещины:

*а* — параллельно фронту трещины; *б* — под углом; *в* — в плоскости развития трещины.

го образца чистым изгибом имеет следующий вид [23]:

$$K_{\mathrm{I}} = [6M/t\sqrt{b^3}]\,[\sqrt{\lambda}\; f\,(\lambda)/\sqrt[4]{(1-\beta)^3}], \qquad (9.2)$$

где $M$ — изгибающий момент; $t$ — толщина образца; $b$ — высота образца; $\lambda = lb^{-1}$; $l$ — длина трещины; $\beta = dt^{-1}$; $d$ — диаметр отверстия; $f(\lambda) = 1{,}99 - 2{,}47\,\lambda + 12{,}97\,\lambda^2 - 23{,}17\,\lambda^3 + 24{,}80\,\lambda^4$ при $0 \leqslant \lambda \leqslant 0{,}6$ и $0 \leqslant \beta \leqslant 0{,}5$.

Измерительные микроэлектроды-капилляры [19, 24] представляют собой (рис. 9.5) тонкостенные трубки *1* из химически стойкого диэлектрического эластика диаметром $d$, соответствующим диаметру отверстия в образце. В боковых стенках трубок сделано не менее двух равномерно расположенных отверстий диаметром $d_1$ для обеспечения электролитического контакта с коррозионной средой в вершине трещины. В трубках на уровне отверстий $d_1$ размещены соответствующие измерительные датчики *2* и *3*. При измерении электродного потенциала металла датчиком служит электропроводная смесь *2* (рис. 9.5, *а*), которая осуществляет электролитический контакт между вершиной трещины и стандартным электродом сравнения. При измерении pH коррозионной среды датчиком служит сурьмянооксидный индикатор *3* (рис. 9.5, *б*). В случае необходимости принудительной циркуляции среды через вершину трещины часть трубки *1* выполняют пустотелой (рис. 9.5, *в*).

Установку для одновременных электрохимических измерений в вершине коррозионно-усталостной трещины в процессе испытаний материалов на ЦТ собирают следующим образом (рис. 9.6). На рабочей части образца *9* устанавливают камеру *10* с коррозионной средой. Образец с камерой крепят в захватах *8* испытательной машины на чистый изгиб и нагружают моментом $M$. Нагрузку измеряют тензодатчиком сопротивления *14*, наклеенными на захваты машины, и регистрируют автоматическим

потенциалом *12* типа КСП4. Длину усталостной трещины измеряют катетометром КМ-8 с разрешающей способностью ±0,01 мм. В камеру помещают два вспомогательных платиновых электрода *13* симметрично по обе стороны образца и контрольный капилляр *15*. В отверстие образца вставляют измерительный микроэлектрод-капилляр *11*, конструкция которого зависит от того, какая характеристика подлежит определению: pH или электродный потенциал. Микроэлектрод-капилляр с помощью устройства *4* устанавливают и в ходе экспериментов перемещают таким образом, чтобы контактирующий со средой участок капилляра находился в вершине развивающейся трещины, или в заданной точке внутри трещины, если определяют электрохимические условия по ее длине. Один конец микроэлектрода-капилляра *11* связывают электролитически со стандартным хлорсеребряным электродом сравнения *6* через насыщенный раствор KCl, заливаемый в сосуд *7*, а другой — со сливной емкостью *5*. Контрольный капилляр соединяют со вторым стандартным электродом сравнения *2* также через насыщенный раствор KCl, заливаемый в сосуд *1*. В зависимости от проводимых измерений образец *9* и электроды *2*, *6* и *13* подключают по известным схемам к потенциостату *3* типа П-5827М.

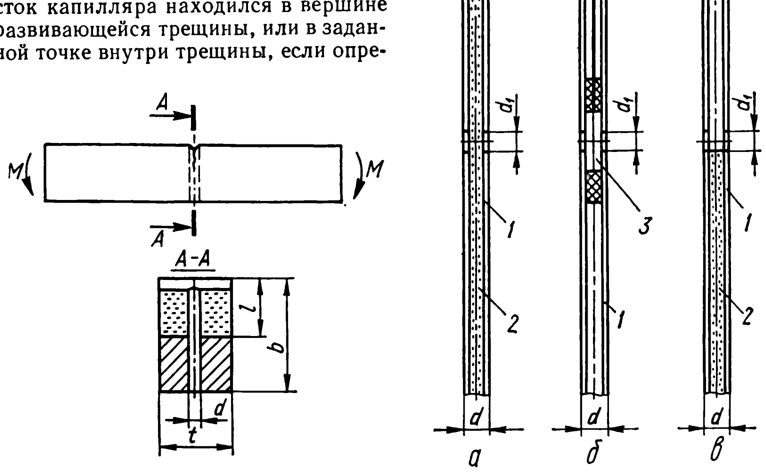



Рис. 9.4. Образец для электрохимических измерений в вершине трещины в процессе испытаний на ЦТ в коррозионной среде.

Рис. 9.5. Микроэлектроды-капилляры для измерения в вершине усталостной трещины электродного потенциала (*а*) и pH (*б*), а также для принудительной циркуляции среды через вершину трещины (*в*):

*1* — тонкостенная трубка; *2* — электропроводная смесь; *3* — сурьмянооксидный индикатор.

Данная методика позволяет измерять pH и электродный потенциал в вершине и по длине трещины в случае свободного потенциала коррозии или при наложении потенциала поляризации на поверхность образца, определять трещиностойкость материала в коррозионной среде при постоянных электрохимических условиях (pH = const; φ = const) в вершине развивающейся трещины.

*Способы реализации исследований*,

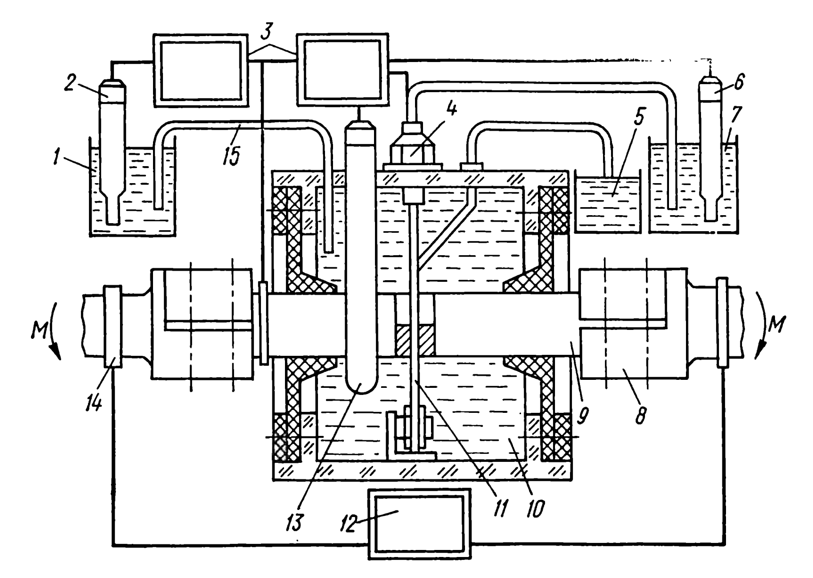



Рис. 9.6. Принципиальная схема установки для определения ЦТ металлов в коррозионных средах с учетом электрохимической ситуации в вершине трещины:

*1, 7* — сосуд; *2* — электрод сравнения; *3* — потенциостат; *4* — механизм перемещения микроэлектрода-капилляра; *5* — сливная емкость; *6* — хлорсеребряный электрод; *8* — захват; *9* — образец; *10* — камера; *11* — микроэлектрод-капилляр; *12* — автоматический потенциометр; *13* — вспомогательный платиновый электрод; *14* — тензодатчики сопротивления; *15* — контрольный капилляр.

1. Определение pH в вершине трещины основано на измерении потенциала между сурьмянооксидным индикатором, установленным в микроэлектроде-капилляре *11*, и электродом сравнения *2* посредством блока высокоомного вольтметра потенциостата *3*, одна клемма которого присоединена к индикатору, а вторая — к электроду. При этом электрод сравнения связан с коррозионной средой контрольным капилляром, расположенным примерно на расстоянии 1—2 мм от поверхности образца. Значение потенциала регистрируют автоматическим потенциометром типа КСП4 и затем по тарировочной кривой для сурьмянооксидного индикатора определяют pH в вершине трещины.

2. Электродный потенциал в вершине трещины фиксируют высокоомным вольтметром потенциостата, одна клемма которого подключена к испытываемому образцу, а вторая — к электроду сравнения *6*, связанному электролитически с вершиной трещины через микроэлектрод-капилляр *11*.

3. Заданный потенциал поляризации на поверхности образца поддерживают потенциостатом с помощью вспомогательных платиновых электродов *13* и контролируют относительно электрода сравнения *2*, электролитически связанного с контрольным капилляром *15*. При этом измерение электродного потенциала в вершине трещины осуществляют описанным выше способом (п. 2) с использованием микроэлектрода-капилляра, установленного в вершине трещины.

4. Одинаковое значение состава и pH коррозионной среды в вершине трещины и в испытательной камере обеспечивают специальной конструк-

цией микроэлектрода-капилляра (см. рис. 9.5), предусматривающей непрерывный отвод коррозионной среды из вершины трещины в сливную емкость *5*.

5. Для стабилизации электродного потенциала в вершине трещины вспомогательные платиновые электроды присоединяют параллельно к соответствующим клеммам потенциостата. Изменяя ток в цепи «платиновые электроды —образец», задают электродный потенциал в вершине растущей трещины, значение которого контролируют электродом сравнения *6*, связанным электролитически с вершиной трещины посредством микроэлектрода-капилляра *11*.

6. Осуществляя одновременно стабилизацию pH и электродного потенциала в вершине трещины, создают условия для проведения испытаний на ЦТ металлов при постоянных электрохимических ситуациях в вершине развивающейся коррозионно-усталостной трещины.

## 9.2 Коррозионно-циклическая трещиностойкость высокопрочных сталей

Влияние коррозионных сред на усталостную прочность в наибольшей мере проявляется у высокопрочных сплавов. Эта общая закономерность распространяется и на стадию РУТ. Сильное понижение сопротивления РУТ в высокопрочных сплавах при воздействии коррозионной среды в значительной степени обусловлено их склонностью к КР — характерной особенностью таких материалов. Типичные представители высокопрочных сплавов — низкоотпущенные конструкционные стали с повышенным содержанием углерода изучены в наибольшей степени с точки зрения их коррозионно-механической прочности. Установлено, например, что дистиллированная вода, которую относят к малоактивным коррозионным средам, существенно ускоряет РУТ в закаленной пружинной стали 60ХС (рис. 9.7). Такое ускорение проявляется в широком диапазоне значений КИН и достигает максимума на II участке КДУР, что приводит к росту коэффициентов $C$ и $n$ уравнения Пэриса. Кроме того, обнаружено ускорение припорогового РУТ и понижение пороговых значений КИН.

**Роль структурно-металлургического фактора.** Механические свойства конструкционных сталей определяются их структурой, а также субструктурой, созданными в процессе термической или механотермической обработки. В умереннолегированных сталях изменение механических свойств высокопрочных сталей обеспечивается в первую очередь за счет варьирования температуры отпуска и содержания в них углерода. Указанные факторы — также основные рычаги изменения их чувствительности к воздействию коррозионной среды при циклическом нагружении. Снижение температуры отпуска усиливает влияние среды на кинетику РУТ (см. рис. 9.7), которое в максимальной степени проявляется для низкоотпущенного мартенсита. Пороговые размахи КИН при воздействии коррозионной среды $\Delta K_{thc}$ являются структурно-чувствительной характеристикой, тогда как пороговый размах КИН на воздухе $\Delta K_{th}$ весьма слабо зависит от температуры отпуска.

Исследование влияния водной среды на порог ЦТ сталей с различным содержанием углерода свидетельствует (табл. 9.1) [3], что наряду с повышением температуры отпуска уменьшение содержания углерода в стали благоприятно сказывается на пороговых значениях КИН и чувствительности сталей к коррозионной среде. При этом для сравнительно высоких температур отпуска отрицательное влияние среды полностью устраняется. Как следует из рис. 9.8, коэффициент влияния среды $\beta_{th}$ зависит не только от размаха порогового КИН $\Delta K_{thc}$, но и от структурного состоя-

ния стали. Характер зависимостей, построенных для исследуемого диапазона содержания углерода в хромокремнистых сталях со структурой мартенсита и троостита (штриховые линии на рис. 9.8), свидетельствует о том, что зависимость $\beta_{th}$ от количества углерода наиболее ярко выражена в случае мартенсита.

**Роль механических параметров нагружения.** К числу наиболее важных механических параметров нагружения, оказывающих влияние на

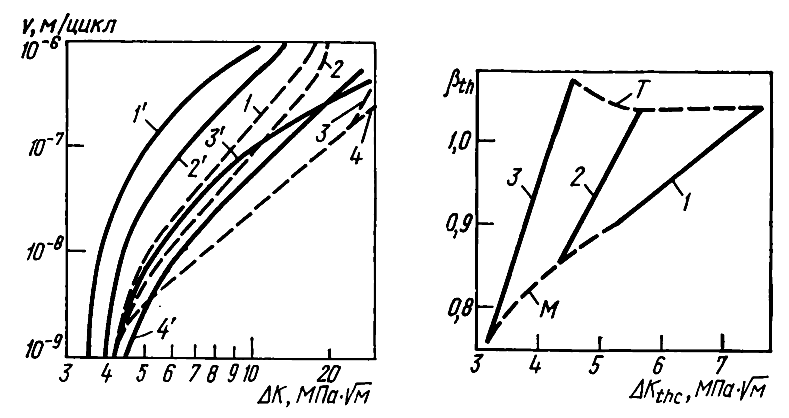



Рис. 9.7. КДУР стали 60ХС ($R=-0{,}33$; $f=18$ Гц) при испытаниях в лабораторном воздухе (штриховые линии) и в дистиллированной воде (сплошные линии):

*1, 1'* — отпуск при 470 К; *2, 2'* — 570 К; *3, 3'* — 670 К; *4, 4'* — 770 К.

Рис. 9.8. Зависимость $\beta_{th}$—$\Delta K_{thc}$ хромокремнистых сталей 20ХС (*1*), 40ХС (*2*) и 60ХС (*3*) (штриховыми линиями обозначены изотемперы: *М* — мартенсит, *Т* — троостит).

коррозионно-циклическую трещиностойкость материалов, относятся коэффициент асимметрии $R$, частота $f$ и форма цикла нагружения. По мере увеличения статической растягивающей составляющей ускоряющее влияние водной среды усиливается [25]. При этом рост коэффициента асимметрии расширяет область температур отпуска, в пределах которой наблюдается влияние среды на пороговые значения КИН.

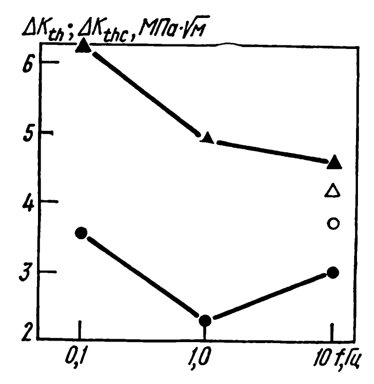
Частота нагружения, как правило, не влияет на кинетику разрушения сталей на воздухе, однако существенно сказывается в коррозионных

Таблица 9.1. **Пороги ЦТ хромокремниевых сталей**

| Марка стали | $\Delta K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$, при $T_{отп}$, К | | | | $\Delta K_{thc}$, МПа·$\sqrt{м}$, при $T_{отп}$, К | | | | $\beta_{th}$ при $T_{отп}$, К | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | 470 | 570 | 670 | 770 | 470 | 570 | 670 | 770 | 470 | 570 | 670 | 770 |
| 20ХС | 5,9 | ... | 6,6 | 7,3 | 5,3 | ... | 6,6 | 7,6 | 0,90 | ... | 1,00 | 1,04 |
| 40ХС | 5,1 | 5,2 | ... | 5,4 | 4,4 | 4,8 | ... | 5,4 | 0,86 | 0,92 | ... | 1,00 |
| 60ХС | 4,2 | 4,2 | 4,2 | 4,2 | 3,2 | 3,8 | 4,2 | 4,5 | 0,76 | 0,90 | 1,00 | 1,07 |

средах. Уменьшение частоты цикла приводит к повышению скорости коррозионного РУТ. Это воздействие максимально в области средних уровней КИН [3], для припорогового РУТ оно может быть более сложным (рис. 9.9) [12]. Частотная зависимость пороговых КИН в коррозионной среде носит немонотонный характер с минимумом порогового размаха КИН $\Delta K_{thc}$ при частоте 1 Гц. При этом значение порогового размаха КИН в области низкочастотного нагружения ($f$ = 0,1 Гц) превышает таковое, полученное при $f$ = 10 Гц.

Согласно данным [26], форма цикла не влияет на скорость РУТ в высокопрочной мартенситостареющей стали типа Н2Х5М3 ($\sigma_в$ = 1290



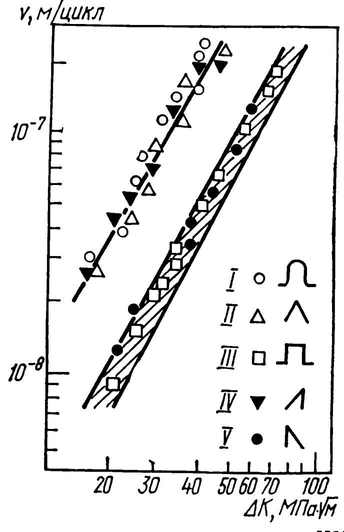




Рис. 9.9. Влияние частоты нагружения на уровень припороговых КИН сталей 45ХН2МФА (○, ●) и 16ХН3МА (△, ▲):

○, △ — испытания на воздухе; ●, ▲ — в воде.

Рис. 9.10. Влияние формы цикла нагружения на КДУР мартенситостареющей стали при испытании в 3 %-ном растворе NaCl и на воздухе (заштрихованная область).

МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1270 МПа, $K_{Ic}$ = 115 МПа·$\sqrt{м}$, $K_{Iscc}$= 50 МПа·$\sqrt{м}$) на воздухе (рис. 9.10). При испытаниях в водном растворе NaCl КДУР, полученные при нагружении по синусоидальному и треугольному циклам, практически идентичны. Нагружение по прямоугольному циклу, которое можно представить в виде периодически чередующихся статических выдержек, способно вызвать ускоряющее воздействие среды лишь в области КИН, превышающих пороговый КИН при коррозионно-статическом растрескивании $K_{Iscc}$, когда проявляется склонность материала к КР. При $K_{max} < K_{Iscc}$ кинетика РУТ нечувствительна как к частоте цикла, так и к воздействию среды в целом. На основании оценок кинетики РУТ при пилообразной форме цикла (схемы IV и V на рис. 9.10) установлено, что ускорение разрушения обнаруживается на этапе возрастания нагрузки.

**Роль физико-химических факторов.** Коррозионно-усталостный рост трещин — термически активируемый процесс [3, 27]. При испытаниях высокопрочных сталей в растворах хлоридов и воде энергия активации РУТ колеблется в диапазоне 33—42 кДж/моль [28]. Она зависит от уровня КИН, а также частоты нагружения. На I участке КДУР высокопрочной низко-

отпущенной стали 50ХН влияние температуры испытаний в дистиллированной воде не обнаружено [27], на II участке с возрастанием размаха КИН выявлено монотонное увеличение энергии активации вплоть до 36,1 кДж/моль. Степень воздействия указанного фактора существенно зависит от частоты нагружения и максимальна при $f \approx 1$ Гц [3]. При анализе температурных зависимостей кинетики разрушения следует учитывать коррозионное ЗТ, которое может сложным образом меняться с изменением температуры испытаний.

Наложение внешней поляризации способствует ускорению развития коррозионно-усталостных трещин, что обычно связывают с проявлением водородного механизма влияния среды. Такая особенность катодной поляризации положена в основу метода индикации вероятного механизма влияния среды на

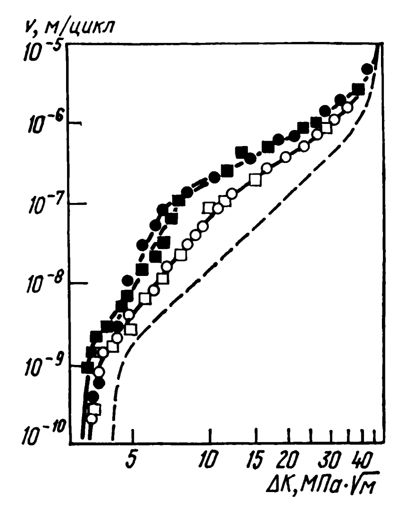



Рис. 9.11. Кинетика РУТ в стали 45ХН2МФА ($R=0{,}5$; $f=13$ Гц) при испытаниях в дистиллированной воде (○, ●), 3 %-ном водном растворе NaCl (□, ■) при потенциале коррозии (○, □) и наложении катодного потенциала — 0,8 В (●, ■) (штриховой линией обозначена КДУР на воздухе).

РУТ. Так, катодная поляризация низкоотпущенной стали 45ХН2МФА интенсифицирует РУТ в диапазоне средних значений размаха КИН, не влияя в низко- и высокоамплитудной областях нагружения (рис. 9.11) [3]. Однако в водном растворе NaCl ускорение РУТ вследствие наложения отрицательного потенциала наблюдается и в припороговом диапазоне размаха КИН. Такое неблагоприятное воздействие катодной поляризации на коррозионно-циклическую трещиностойкость высокопрочной стали указывает на ответственность водородного охрупчивания за ускорение РУТ в большей части диапазона размаха КИН. Отсутствие влияния катодной поляризации в припороговой области при испытании в дистиллированной воде может быть объяснено тем, что при низких значениях размаха КИН невелико раскрытие усталостной трещины, что с учетом слабой проводимости среды делает наложение поляризации неэффективным. В системе «низкоотпущенная сталь 60ХС — дистиллированная вода» наложение внешнего катодного потенциала (—800 мВ) повышает скорость РУТ практически на всех трех участках КДУР и снижает пороговый размах КИН $\Delta K_{thc}$ [29]. Слабая анодная поляризация (потенциал поляризации не выше 0,1 мВ) в значительной степени нейтрализует влияние среды, по крайней мере на низкоамплитудном участке КДУР. Анодная поляризация бóльшим потенциалом, как и катодная, приводит к ускорению РУТ.

## 9.3. Коррозионно-циклическая трещиностойкость сталей низкой и средней прочности

Стали низкой и средней прочности обычно нечувствительны к КР в водных средах, их пороговые КИН $K_{Iscc}$ приближаются к таковым при кратковременной трещиностойкости $K_{Ic}$. Коррозионно-статический рост трещин в таких материалах обнаруживается лишь при больших базах испытаний, что обусловлено чрезвычайно низкой скоростью роста трещины, которому, как правило, предшествует инкубационный период. Это обстоятельство отражается на кинетике коррозионно-усталостного разрушения, для которого роль статического фактора незначительна.

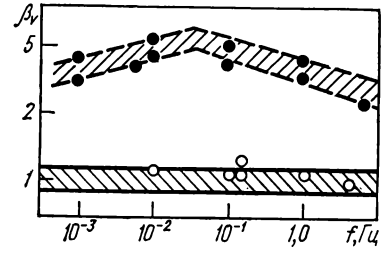
Может показаться, что проблема коррозионно-циклической трещиностойкости касается лишь высокопрочных состояний в сталях и не является актуальной для сталей в высокоотпущенном (улучшенном) состоянии, которые применяются наиболее широко для изготовления элементов конструкций, подвергаемых одновременному воздействию механических нагрузок и коррозионных сред. Однако стали низкой и средней прочности также подвержены агрессивному воздействию коррозионных сред, но в условиях низкочастотного нагружения. Исследования ряда таких материалов в работах О. Восиковского [30] (трубная сталь HY-130), П. Смитта и А. Стюарта [31] (сталь типа 20ХН2МФА), Дж. Аткинсона и Т. Линдлея [32] (сталь типа 20Г с микролегированием) свидетельствуют о том, что именно диапазон частот $f = 10 \div 15$ Гц можно рассматривать как верхнюю частотную границу чувствительности ЦТ низкопрочных сталей к воздействию коррозионных водных сред. С понижением частоты обнаруживается и усиливается роль среды в усталостном разрушении, что приводит к ускорению РУТ в области средних и высоких размахов КИН. По мере понижения частоты нагружения скорость РУТ в области весьма низких частот, как правило, достигает насыщения и затем затухает, что согласуется с представлениями о несклонности сталей к КР. Такие результаты получены [32] при испытаниях низкоуглеродистой стали типа 20Г в дистиллированной воде. Если изменение частоты нагружения на воздухе не влияет на скорость РУТ для фиксированных значений размаха КИН, то при испытаниях в воде обнаружен максимум ускорения, соответствующий $f = 0{,}01$ Гц (рис. 9.12). Предложено [32] по этой частоте производить оценку коэффициента влияния коррозионных сред $\beta_v$. Однако эти данные не согласуются с результатами исследования [31], полученными для системы «сталь типа 20ХН2МФА — дистиллированная вода», согласно которым коэффициент влияния среды $\beta_v$ монотонно возрастает по мере снижения частоты вплоть до $f = 0{,}001$ Гц. Очевидно, положение максимума коэффициента влияния среды по отношению к частоте зависит как от конкретной системы «металл—среда», так и от условий нагружения (асимметрии, температуры испытаний и т. д.).

Припороговую ЦТ сталей низкой и средней прочности коррозионные водные среды либо заметно не изменяют, либо приводят к ее повышению. Такое благоприятное воздействие среды усиливается с понижением частоты нагружения [1]. Так, для умереннолегированных сталей [33] водная среда замедляет припороговый РУТ и повышает пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ (рис. 9.13).

Например, у менее прочной (из двух приведенных на рис. 9.13) стали пороговый размах КИН повысился от 9,2 (воздух) до 13,6 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ (коррозионная среда).

Характер влияния формы цикла нагружения на кинетику коррозионного РУТ в низкопрочных сталях аналогичен наблюдаемому в высокопрочных в области КИН ниже порогового КИН при коррозионно-статиче-

ском растрескивании $K_{Iscc}$ (см. рис. 9.10). Так, при нагружении по синусоидальному и треугольному циклам, а также по циклу типа «положительного зуба» РУТ при воздействии среды ускоряется, при этом значения коэффициента $\beta_v$ практически идентичны [31]. В то же время нагружение по прямоугольному циклу или циклу типа «отрицательного зуба» не выявило ускорения разрушения во всем исследованном диапазоне частот нагружения. Роль статических выдержек при максимальном КИН $K_{max}$ изучена [32] на стали типа 20 Г в условиях пульсирующего трапециевидного цикла. Несмотря на изменение частоты нагружения, скорость РУТ в воде не зависит от продолжительности выдержек, а полностью определяется длительностью этапа активного нагружения.



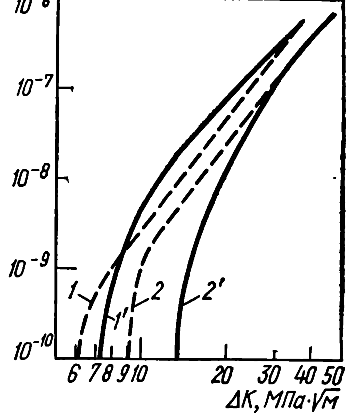




Рис. 9.12. Частотная зависимость коэффициента влияния среды $\beta_v$:
● — испытания в воде; О — испытания на воздухе.

Рис. 9.13. КДУР хромоникельмолибденовых сталей ($R=0$; $f=1$ Гц) с $\sigma_{0,2}=1000$ МПа (*1*, *1'*) и 800 МПа (*2*, *2'*):
*1*, *2* — испытания на воздухе; *1'*, *2'* — в 3 %-ном водном растворе NaCl.

Влияние асимметрии нагружения однозначно: как и при испытаниях на воздухе, увеличение коэффициента асимметрии обусловливает понижение порогового КИН материала в коррозионной среде. Считают, что ослабление эффекта ЗТ — главная причина падения припороговой ЦТ материалов при повышении коэффициента асимметрии. При этом в случае высоких значений коэффициента асимметрии, когда отсутствует ЗТ, нивелируется структурная чувствительность порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ конструкционных сталей. Согласно данным [18], в диапазоне $R = 0,5 \div 0,9$ пороговые КИН на воздухе находятся на уровне 2,5—3,5 МПа$\cdot\sqrt{м}$ (рис. 9.14). Вместе с тем параметр $\Delta K_{thc}$ гораздо более структурно чувствителен при высокомкоэффициенте асимметрии (при $R = 0,7 \div 0,8$ значения $\Delta K_{thc}$ указанных сталей лежат в диапазоне 2—6 МПа$\cdot\sqrt{м}$).

Кинетика коррозионно-усталостного разрушения рассматриваемого класса сталей существенно зависит от катодной поляризации. Согласно данным [34], на КДУР трубной стали Х-65 (типа 20Г с микролегированием; $\sigma_{0,2} = 570$ МПа) в условиях наложения катодной поляризации (на 370 мВ меньше потенциала коррозии) появляется платообразный участок в области повышенных значений КИН (рис. 9.15). По мере спада частоты нагружения плато обнаруживается при более высоких скоростях РУТ и его длина соответственно увеличивается. Идентичность КДУР, полученных при коррозионно-усталостном РУТ в условиях катодной поляриза-

ции и коррозионно-статическом растрескивании, наводит на определенные соображения об общности механизма СРТ.

**Реакторные стали.** Учитывая особенности эксплуатации реакторных сталей (повышение температуры и давления водного теплоносителя), наибольший практический интерес представляют оценки ЦТ при низкой частоте и высоком коэффициенте асимметрии нагружения. Максимальное влияние среды на кинетику РУТ в реакторных сталях проявляется в диапазоне

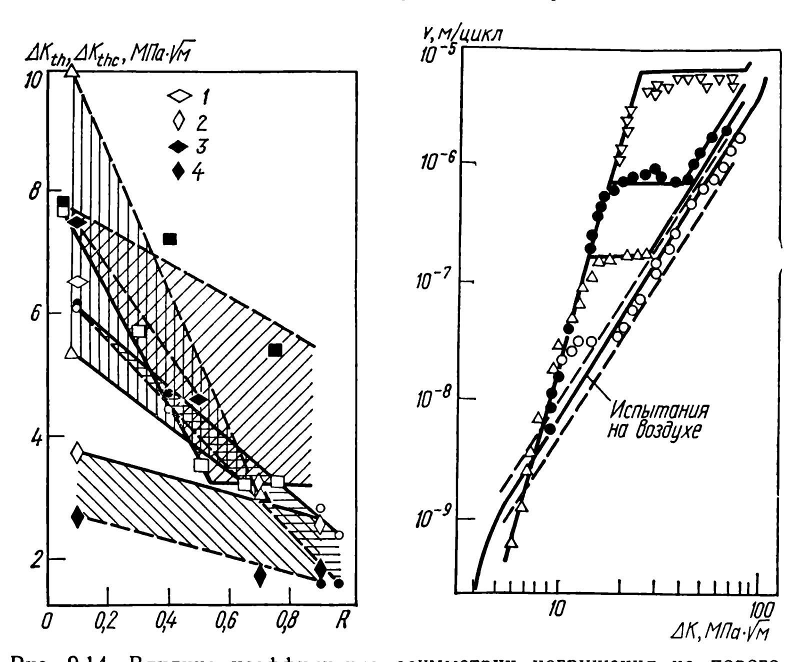



Рис. 9.14. Влияние коэффициента асимметрии нагружения на пороговые размахи КИН $\Delta K_{th}$ (сплошные линии) и $\Delta K_{thc}$ (штриховые) при высокочастотном нагружении ряда конструкционных сталей:

△, ▲— B 4360-50D ($\sigma_{0,2} = 388$ МПа); ○, ● — SNCM 2 ($\sigma_{0,2}$ = 799 МПа); *2*, *4* — SUS 304 ($\sigma_{0,2} = 294$ МПа); □, ■—SA 542-3 ($\sigma_{0,2} = 500$ МПа); *1*, *3* — SUS 410($\sigma_{0,2} = 490$ МПа).

Рис. 9.15. КДУР стали X-65 (типа 20 Г) в 3,5 %-ном растворе NaCl при различных частотах нагружения:

▽ — $f$=0,01 Гц; ● — $f$=0,1 Гц; △ — $f$=1 Гц; ○ — $f$=10 Гц.

средних и высоких значений КИН при низкой частоте нагружения (рис. 9.16) [35]. Так, для сталей А533-В и А508 (типа 15Х2МФА и 15Х2НМФА) ускорение РУТ в связи с воздействием коррозионной среды (температура 560 К) обнаруживается при частоте нагружения ниже 1 Гц и усиливается с ее понижением до 0,017 Гц [36]. При дальнейшем уменьшении частоты до 0,0017 Гц влияние среды несколько ослабевает. Повышение асимметрии нагружения вызывает ускорение РУТ, при этом начало резкой интенсификации разрушения происходит при более низких размахах КИН. Сочетание высокой асимметрии и низкой частоты нагружения обусловливает максимальные скорости РУТ (см. рис. 9.16). Что же касается воздействия тем-

пературы испытаний на коррозионно-циклическую трещиностойкость реакторных материалов, то, согласно [37], скорость РУТ в низколегированной стали А302-В (типа 20ГСМ) изменяется немонотонно с повышением температуры испытаний в диапазоне 355—535 К. Вначале скорость РУТ существенно увеличивается, достигая максимума при 480 К, однако впоследствии падает. Исследования температурной зависимости кинетики коррозионного разрушения стали 15Х2МФА в реакторной воде борного регулирования [38] обнаружили аналогичную немонотонность изменения скорости РУТ,однако максимум ускорения достигается при 355 К.

**Нержавеющие стали.** Сравнительным анализом ЦТ нержавеющих аустенитных и низколегированных сталей низкой прочности выявлено, что первые более чувствительны к коррозионной среде. Степень влияния сред в значительной мере зависит от уровня КИН и частоты нагружения. Установлено [39—41], что наибольшее ускорение имеет РУТ при низких КИН. Оценка ЦТ стали 304 (типа Х18Н10Т) в 3,5 %-ном растворе NaCl и силиконовом масле при ультразвуковой частоте нагружения 20 кГц показала [41], что в припороговом диапазоне КИН, соответствующем скорости РУТ не выше $10^{-10}$ м/цикл, рост коррозионной трещины происходит более интенсивно. При этом пороговый размах КИН в коррозионной среде $\Delta K_{thc}$, определенный при скорости РУТ $10^{-13}$ м/цикл, понижается до 5 МПа·$\sqrt{м}$ против 7 МПа·$\sqrt{м}$ в присутствие силиконового масла. Вместе с тем диапазон КИН, для которого влияние среды максимально, зависит от частоты нагружения и характеристик системы металл — среда. ЦТ сталей 20Х13, 14Х17Н2 и 10Х12Н2МВД ($\sigma_{0,2}$ = 691, 782 и 885 МПа соответственно) в морской воде при частоте 500 — 800 Гц снижается на низкоамплитудном участке КДУР [40]. При высоких значениях КИН РУТ под воздействием коррозионной среды замедляется, особенно у стали 20Х13. Аналогичные результаты получены при исследовании ЦТ стали 06Х12Н3Д ($\sigma_{0,2}$ = 701 МПа) в водопроводной воде [39]: при повышенной частоте (32 Гц) ускоряющее влияние среды обнаружено только при низких размахах КИН, в то время как в области средних и высоких размахов КИН РУТ по сравнению с испытаниями на воздухе замедляется. Снижение частоты циклов до 1,7 Гц приводит к инверсии влияния коррозионной среды: замедление РУТ сменяется интенсификацией разрушения. При этом максимальная агрессивность среды соответствует более высоким значениям КИН.

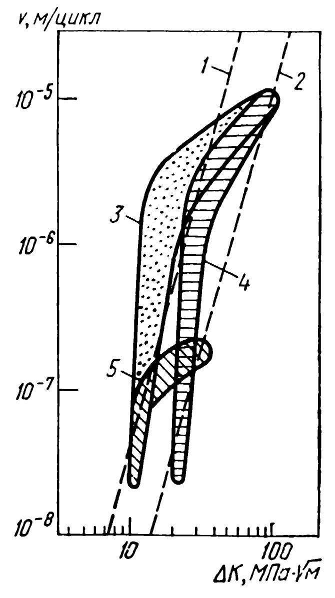


Рис. 9.16. Влияние механических параметров нагружения на кинетику РУТ в реакторных сталях при воздействии сред высоких параметров:

1 — ASME XI, вода; 2 — ASME XI, воздух; 3 — $f$=0,017 Гц, $R$>0,5; 4 — $f$=0,017 Гц, $R$<0,25; 5 — $f$=1 Гц, $R$>0,5.

ЦТ высоколегированных сталей в большой мере определяется составом среды: согласно [42], ионы хлора резко интенсифицируют кинетику

разрушения аустенитных сталей, аналогичное воздействие оказывает понижение pH раствора, в то время как щелочная среда способствует замедлению РУТ.

## 9.4. Факторы, определяющие коррозионно-циклическую трещиностойкость конструкционных сталей

С позиций механики разрушения воздействие коррозионных сред на ЦТ сплавов проявляется в следующих изменениях:

а) сопротивления материала вершины трещины циклическому деформированию в соответствии с реализуемым в данной системе «металл—среда» механизмом разрушения (физико-химический фактор);

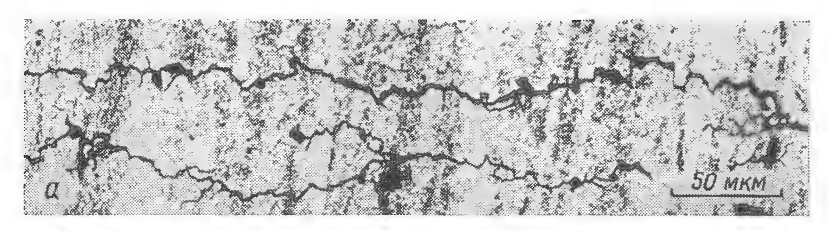
б) ЗТ (механический фактор);

в) морфологии вершины трещины (механический фактор).

В зависимости от того, какой из перечисленных факторов ведущий, воздействие среды может проявляться как в ускорении, так и в замедлении РУТ. Влияние того или иного фактора определяется, с одной стороны, структурно-металлургической предысторией изготовления сплавов, а с другой — условиями нагружения.

**Геометрия коррозионно-усталостных трещин.** При усталостном разрушении на воздухе образуются, как правило, острые неразветвленные трещины, распространяющиеся перпендикулярно плоскости действия растягивающих напряжений. Поэтому даже незначительные изменения их морфологии при наличии коррозионной среды существенно влияют на ЦТ материала. На рис. 9.17 представлены коррозионно-усталостные трещины в двух отличающихся по прочности умереннолегированных сталях. В высокопрочной стали ветвление носит межзеренный характер (рис. 9.17, *а*) [12], тогда как в пластичной РУТ сопровождается образованием тупиковых ответвлений в направлении пластической деформации максимальной интенсивности (рис. 9.17, *б*). С понижением размаха КИН степень ветвления трещин значительно уменьшается, особенно в низкопрочных сталях. Для последних характерно коррозионное затупление вершины трещин, приводящее к релаксации КИН. Этот эффект максимален в припороговой области нагружения, поскольку трещины, образованные на воздухе при низких КИН, в наименьшей степени деформационно затуплены.

При изучении морфологии вершины трещины по боковым поверхностям образцов следует учитывать, что воздействие коррозионной среды может проявляться также в специфическом изменении фронта усталостной трещины в приповерхностном слое. При соблюдении условий плоской деформации фронт растущей на воздухе трещины прямолинеен, тогда как коррозионный РУТ в очень тонком приповерхностном слое (толщиной в несколько десятков микрометров) может отставать от развития трещины по всему фронту. В связи с этим материал в вершине коррозионной трещины на таком участке фронта подвергается интенсивной пластической деформации (рис. 9.18, *а*), чего не происходит на воздухе при тех же условиях нагружения (рис. 9.18, *б*). Морфология такой коррозионной трещины, фиксируемая на боковых поверхностях образцов, в целом не характерна для нее. Столь специфическую криволинейность фронта коррозионной трещины можно рассматривать как результат воздействия градиента электрохимических параметров среды в вершине трещины вдоль ее фронта. Возможно и другое объяснение: РУТ в коррозионной среде по сравнению с воздухом более чувствителен к изменению степени жесткости напряженного состояния при переходе от поверхностных к глубинным слоям образца.



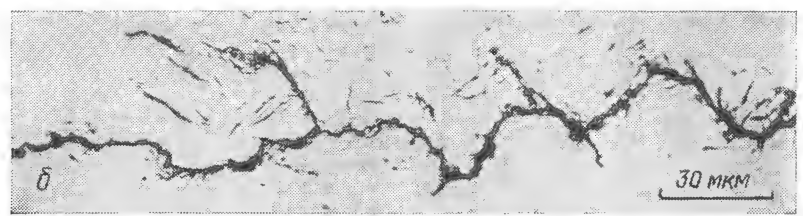




Рис. 9.17. Морфология коррозионно-усталостных трещин в образцах сталей 45ХН2МФА, отпущенных при 470 К (*а*) и 16ХН3МА, отпущенных при 920 К (*б*):

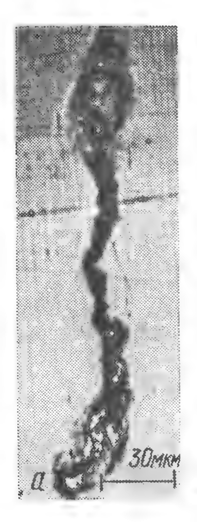
*а* — $\Delta K$=8,1 МПа·$\sqrt{м}$, $f$=1 Гц, $R$=0,5; *б* — $\Delta K$=35 МПа·$\sqrt{м}$, $f$=10 Гц, $R$=0,5.

**Закрытие коррозионно-усталостных трещин.** ЗТ считают наиболее важным феноменом РУТ при низких размахах КИН. Оно, как правило, усиливается в коррозионных средах. Так, коэффициент открытия трещины $U$ для умереннолегированных сталей при воздействии водной среды может снижаться до 0,2 [43], т. е. всего 20 % номинального размаха КИН эффективны. В таких случаях ЗТ становится доминирующим фактором положительного влияния среды на кинетику разрушения. ЗТ наиболее характерно для высокопластичных материалов при низкой асимметрии нагружения, хотя в коррозионных средах оно наблюдается и у высокопрочных сталей с мартенситной структурой и может сохраняться для низкопрочных даже при высоких коэффициентах асимметрии (табл. 9.2) [44]. Как правило, ЗТ усиливается с понижением частоты нагружения [12, 43], поскольку тогда, с одной стороны, создаются благоприятные условия для образования продуктов коррозии в вершине трещины, а с другой — ухудшается возможность их удаления из трещины. Вместе с тем в области высоких частот нагружения возможно также усиление эффекта ЗТ [43], объясняемое повышением вязкости среды в устье трещины за счет продуктов коррозии. Сложная зависимость эффекта ЗТ от частоты нагружения может быть обусловлена и другими причинами. С понижением частоты цикла возрастает роль коррозионной среды, но при этом наряду с усиленным образованием продуктов коррозии, частично удаляемых из устья трещины, интенсифицируется растворение ее берегов, а значит, увеличивается расстояние между ними и тем самым ЗТ ослабевает.

Коррозионные среды могут уменьшать ЗТ в конструкционных сталях, предварительно подвергавшихся пластическому деформированию в результате технологической обработки [33], поскольку при низких скоростях РУТ как на воздухе, так и в коррозионной среде ЗТ идет по механизму оксидообразования, реализация которого в значительной степени зависит от интенсивности ЗТП [45]. Деформационный наклеп, приводя к ослаблению ЗТП, способен в большей степени, чем при РУТ на воздухе, ослабить ЗТ, обусловленное продуктами коррозии. Кроме того, возмож-

но также более интенсивное наводороживание предварительно наклепанного материала [46, 47], что ослабляет ЗТ, обусловленное, с одной стороны, пластичностью (а значит, и продуктами коррозии), а с другой — шероховатостью вследствие уменьшения деформации сдвига, являющейся необходимым условием реализации ЗТШ [48].

**Механизм разрушения.** Механизм коррозионно-усталостного разрушения конструкционных сталей в сильной степени зависит от их прочности и напряженно-деформированного состояния в вершине трещины (уровня КИН). Считается, что характерное для высокопрочных сталей существенное ускорение РУТ в среднеамплитудной области КИН обусловлено охрупчиванием металла вершины трещины водородом, образующимся в результате электрохимического взаимодействия материала со средой. Предполагается, что механизм ускорения включает проникновение атомов водорода в высоконапряженный металл и его диффузию в область предельно объемного напряженного состояния (зону предразрушения) [49, 50]. В пользу представлений о действенности водородного механизма влияния среды свидетельствуют межзеренное микроветвление трещин, повышение скорости РУТ катодной поляризацией и увеличение в изломе доли межзеренного скола. Сравнение кинетики разрушения (см. рис. 9.2, *а*) с количественными данными микрофрактографического анализа стали с мартенситной струк-



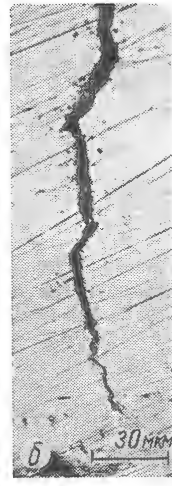



Рис. 9.18. Морфология трещин на боковой поверхности образцов при испытании в коррозионной среде (*а*) и на воздухе (*б*).

Таблица 9.2. **Влияние условий циклического нагружения на ЗТ**

| Сталь | Среда | *f*, Гц | *R* | $K_{min}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ | $K_{max}$, МПа×$\times\sqrt{м}$ | *U* |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 40Х, закаленная и отпущенная при 470 К | Воздух | 5,0 | 0,05 | 0,6 | 12,4 | 1,0 |
| | 3 %-ный раствор NaCl | 0,1 | 0,05 | 0,6 | 12,4 | 0,79 |
| 09Г2Д, горячекатаная | Воздух | 5,0 | 0,05 | 0,9 | 18,6 | 0,75 |
| | 3 %-ный раствор NaCl | 0,1 | 0,05 | 0,9 | 18,6 | 0,68 |
| 16ХН3МА, закаленная и отпущенная при 920 К | Воздух | 10,0 | 0,5 | 4,1 | 8,2 | 1,0 |
| | Дистиллированная вода | 1,0 | 0,5 | 4,6 | 9,2 | 0,77 |

турой (рис. 9.19) показывает, что увеличению скорости РУТ соответствует рост доли межзеренных сколов по сравнению с наблюдаемой при испытаниях на воздухе [12].

Степень водородного охрупчивания стали в среднеамплитудной области КИН опосредована факторами, которые контролируют образование и транспорт водорода в зону предразрушения. В высокопрочных сталях уровень растягивающих напряжений в зоне предразрушения высок, а расстояние от вершины трещины до точки достижения максимальных растягивающих напряжений незначительно [51] в связи со сравнительно малым размером ПЗ и соответственно раскрытием трещины (рис. 9.20, *а*). Это обусловливает высокий градиент напряжений в вершине трещины, способствует интенсивности диффузии и накоплению водорода в зоне максимальной напряженности материала. С повышением пластичности стали увеличивается раскрытие трещины, а уровень и градиент растягивающих напряжений уменьшаются (рис. 9.20, *б*), что, в свою очередь, ослабляет диффузию водорода. С другой стороны, более интенсивная пластическая деформация в вершине трещины низкопрочной стали создает условия для переноса водорода движущимися дислокациями [52], генерируемыми в процессе циклического нагружения. Это означает, что механизм доставки водорода в зону предразрушения зависит от уровня прочности материала и при переходе к менее прочному его состоянию может трансформироваться из диффузионного в дислокационный. Наряду с этим меняется и механизм коррозионно-усталостного разрушения, фрактографическим признаком которого служит низкоэнергоемкое расслоение металла по плоскостям скольжения [53], а также наличие тупиковых трещин в направлении пластической деформации наибольшей интенсивности (см. рис. 9.17).

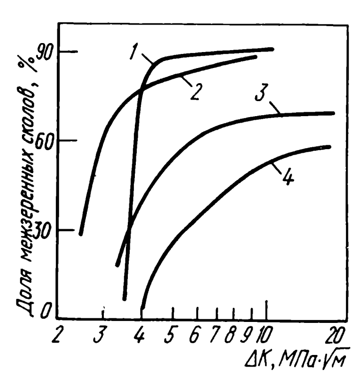



Рис. 9.19. Зависимости доли межзеренных сколов в микростроении изломов образцов стали 45ХН2МФА (отпуск при 470 К), испытанных с частотами нагружения 0,1 Гц (*1*), 1 Гц (*2*) и 10 Гц (*3*, *4*) от размаха КИН:

*1*—*3* — испытания в воде; *4* — на воздухе.

При дальнейшем уменьшении прочности и повышении пластичности сталей, когда водородный фактор теряет свою значимость, возрастает вероятность проявления в качестве ведущего механизма локального анодного растворения. Разрушение высокопластичных сталей сопровождается интенсивной пластической деформацией и сильным деформационным затуплением трещины, в связи с чем ее дополнительное коррозионное затупление заметно не сказывается на ослаблении напряженного состояния в вершине трещины.

Для высокопрочной стали, в первую очередь с мартенситной структурой, ускорение РУТ при низких КИН и понижение пороговых значений КИН, по-видимому, также контролируется водородным механизмом влияния коррозионной среды. Согласно частотным зависимостям (см. рис. 9.2, *б*) [12] кинетики припорогового РУТ от уровня $\Delta K^{\varkappa}_{eff}$ (в связи с изменением механической ситуации в вершине коррозионной трещины использование традиционных КДУР для выяснения механизма влияния среды теряет смысл), реализация водородного механизма в сильной степени зависит от двух конкурирующих процессов. Увеличение длительности взаимодей-

ствия среды с напряженным металлом вершины трещины способствует, с одной стороны, транспорту водорода и повышению его концентрации в зоне предразрушения, а с другой — формированию защитных пленок на свежеобразованных поверхностях трещин, эффективно препятствующих проникновению сквозь них водорода. В приведенном примере (рис. 9.2, *б*) ускоряющее влияние среды проявляется максимально в сравнительно низ-

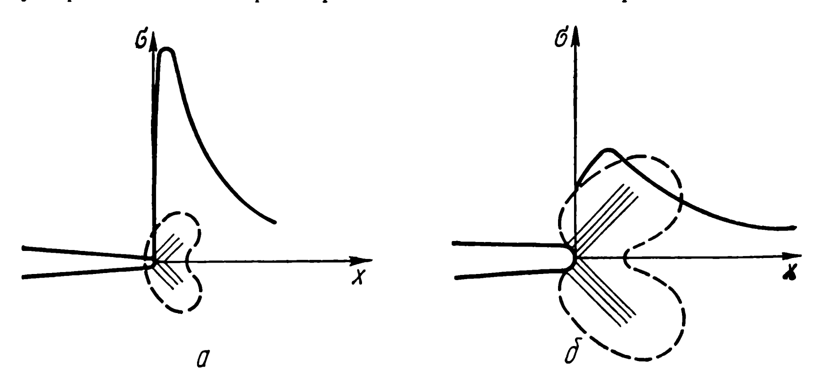



Рис. 9.20. Схема распределения напряжений и ПЗ в вершине трещины у высокопрочных (*а*) и низкопрочных (*б*) сталей.

ком диапазоне исследуемых частот (1 Гц), что объясняется реализацией оптимальных условий для проникновения водорода в металл и его диффузии в зону предразрушения. Очевидно, при еще более низкой частоте образуется плотная защитная пленка, что снижает степень водородного охрупчивания. Характер воздействия коррозионной среды на зону предразрушения в низкопрочных сталях при низких КИН может быть более сложным. Как следует из КДУР стали 16ХН3МА ($\sigma_{0,2}$ = 550 МПа), построенной с учетом морфологии и ЗТ (рис. 9.21), коррозионная среда приводит к сдвигу вправо припорогового участка диаграммы «$v$ — $\Delta K^{\varkappa}_{eff}$».

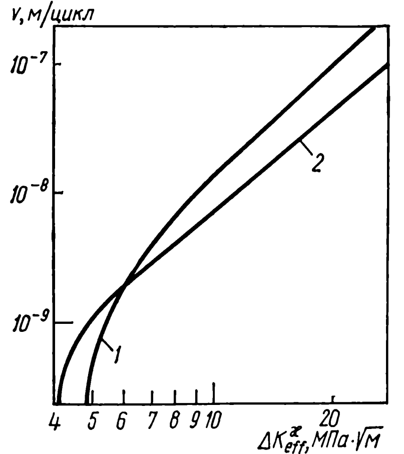



Рис. 9.21. КДУР стали 16ХН3МА в дистиллированной воде (*1*) и на воздухе (*2*) при $R$=0,5, $f$=1 Гц (*1*) и $f$=10 Гц (*2*).

Таким образом, для высокопрочных сталей эффективный порог коррозионной усталости $\Delta K^{\varkappa}_{thc\ eff} < \Delta K^{\varkappa}_{th\ eff}$ (см. рис. 9.2, *б*), а для низкопрочных — наоборот, $\Delta K^{\varkappa}_{thc\ eff} > \Delta K^{\varkappa}_{th\ eff}$ (при РУТ на воздухе уровень эффективного порога ЦТ практически не зависит от условного предела текучести).

В работах [8, 33] проанализированы причины неоднозначного влияния коррозионной среды на эффективный порог ЦТ с учетом структурной концепции пороговых КИН [54, 55] и различного характера воздействия водорода на процессы деформирования и разрушения металла в зоне предразрушения [47]. Для высокопрочных сталей вследствие наводороживания зоны предразрушения контролирующим фактором РУТ является сопротивление отрыву. Воздействие водорода проявляется в понижении сопротивления отрыву, что отражается в уменьшении значения $\Delta K^{\varkappa}_{thc\ eff}$. Поскольку у низкопрочных сталей припороговый РУТ определяется сопротивлением сдвигу, наводороживание зоны предразрушения, вызывая повышение сопротивления сдвигу, увеличивает уровень $\Delta K^{\lambda}_{thc\ eff}$.

## 9.5. Влияние электрохимической ситуации в вершине трещины на кинетику роста трещин. Построение инвариантных диаграмм циклической трещиностойкости сплавов

В ряде случаев определения ЦТ металлов и сплавов в коррозионных средах механический фактор теряет свое доминирующее влияние на ход разрушения, поскольку в системе «металл—коррозионная среда» непрерывно протекают физико-химические процессы между материалом и средой, особенно интенсивно в областях, где материал деформирован за пределом упругости. Эти процессы зависят от напряженно-деформированного состояния материала, состояния внешней поверхности образца и особенностей поверхности разрушения, состава и электрохимических характеристик среды и протекают с различной интенсивностью на поверхности образца и в вершине трещины. Исходя из этих соображений, согласно концепции В. В. Панасюка, Л. В. Ратыча и И. Н. Дмытраха, в этом случае скорость РУТ определяется тремя группами параметров [13, 56, 57]:

1) характеризующими напряженно-деформированное состояние в вершине трещины (например, максимальный КИН цикла $K_{max}$);

2) величинами $A_n(t)$, характеризующими во времени $t$ физико-химическое состояние в окрестности вершины трещины;

3) величинами $B_m(S)$, характеризующими состояние поверхности разрушения $S$.

Поэтому в общем случае скорость РУТ $v$ опосредуется следующей функциональной зависимостью [57]:

$$v = f\,[C_i;\ \ K_{max};\ \ A_n(t);\ \ B_m(S)], \qquad (9.3)$$

где $C_i$ — постоянные, характеризующие ЦТ материала; $i$, $n$, $m$ — количество параметров для заданной системы «материал—среда».

Для выбора конкретных параметров $A_n(t)$ и $B_n(S)$ и структуры функции (9.3) требуются обширные исследования различных систем «материал—среда». В отдельных случаях можно сделать некоторые дополнительные ограничения на указанные параметры. Так, для установления границ термодинамической возможности протекания электрохимических процессов между металлами и водными средами, а также для оценки и анализа электрохимической ситуации в вершине трещины используют диаграммы состояния системы «металл—среда» (диаграммы Пурбе [14]). Параметрами для построения таких диаграмм служат водородный показатель среды pH и электродный потенциал металла φ, которые достаточно полно и однозначно [58, 59] могут определять электрохимическую ситуацию системы «металл—среда». Это является обоснованием модели

[13, 57], согласно которой зона предразрушения материала (рис. 9.22), деформируемого в водной коррозионной среде, характеризуется тремя параметрами: максимальным КИН цикла $K_{max}$, а также $pH_в$ и $\varphi_в$ в вершине трещины. При этом скорость РУТ в металле, находящемся в контакте с водной коррозионной средой, для которой условия на поверхности испытываемого образца характеризуются параметрами $pH_п$ и $\varphi_п$, определяется функцией

$$v = f\,(C_i;\ \ K_{max};\ \ pH_в;\ \varphi_в). \qquad (9.4)$$

Развитие коррозионно-усталостной трещины в испытываемом образце сопровождается непрерывным изменением электрохимической ситуации в ее вершине. При этом каждому значению длины трещины $l_i$ соответствуют вполне определенные значения $pH_{в_i}$ и $\varphi_{в_i}$, зависящие [19, 60] от начального электрохимического

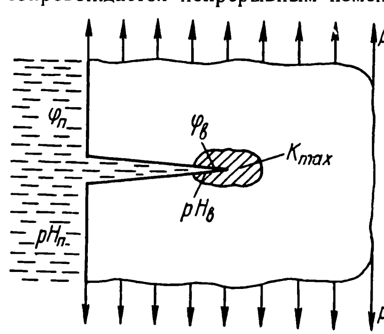



Рис. 9.22. Схематическое представление основных факторов, определяющих состояние зоны предразрушения материала в коррозионной среде.

состояния $pH_{в_0}$ и $\varphi_{в_0}$ в момент старта (начала развития) исходной трещины $l_0$, а также от времени действия среды $t$ и скорости образования новой поверхности $S$ в вершине трещины $dS/dt$. Поэтому выражения для $pH_в$ и $\varphi_в$ в формуле 9.4 можно представить в виде функций [61]:

$$pH_в = \Psi_1\,(a_k;\ pH_{в_0};\ t;\ dS/dt),$$

$$\varphi_в = \Psi_2\,(b_j;\ \varphi_{в_0};\ t;\ dS/dt), \qquad (9.5)$$

где $a_k$ и $b_j$ — постоянные, характеризующие систему «металл—среда».

Существует непосредственная взаимосвязь между скоростью РУТ в деформируемом теле и электрохимическими условиями в вершине трещины [9, 62]. Она выражается в том, что каждому значению скорости РУТ на КДУР соответствуют вполне определенные электрохимические условия в вершине трещины (рис. 9.23). При этом на каждом участке КДУР закономерность изменения параметров $pH_в$ и $\varphi_в$ своя.

Таким образом, в зависимости от значений $pH_{в_0}$, $\varphi_{в_0}$, $t$ и $dS/dt$ скорость РУТ в коррозионной среде, определяемая уравнением (9.4), представляется для данной системы «металл—среда» спектром кривых $v = f\,(K_{max})$. Поэтому основное и необходимое условие для получения воспроизводимых данных о скорости РУТ в коррозионной среде — это соблюдение идентичности электрохимических ситуаций в вершине трещины по мере ее роста, т. е. $pH_в$ = const, $\varphi_в$ =const [13, 57]. Выполнение этих условий обеспечивает построение инвариантных (однозначных) КДУР (рис. 9.24) в отличие от вариантных (неоднозначных), получаемых при изменяемых электрохимических условиях в вершине трещины. Наличие инвариантной КДУР позволяет достоверно определять необходимые характеристики ЦТ материала в заданной коррозионной среде.

В реальной конструкции изменение параметров $pH_в$ и $\varphi_в$ носит вероятностный характер вследствие зависимости их от случайных эксплуатационных факторов (колебаний температуры, нагрузки, пауз в работе и др.). Поэтому при развитии коррозионно-усталостной трещины может реализоваться любая кривая из возможного спектра. В связи с этим при расчетах на долговечность возникает проблема выбора и обоснования базовой КДУР для данной системы «металл—среда». Такая задача решается путем построения инвариантных КДУР, соответствующих граничным электрохими-

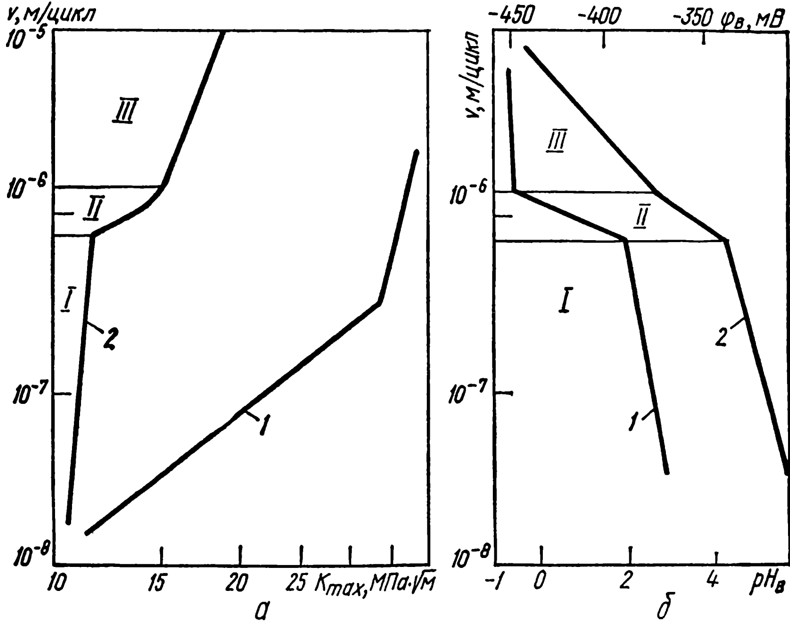



Рис. 9.23. КДУР стали 40Х13 на воздухе (*1*) и в водной среде (*2*) с pH 8 (*а*) и изменение водородного показателя среды (*1*) и электродного потенциала металла (*2*) в вершине трещины в зависимости от скорости ее роста (*б*).

ческим состояниям, которые реализуются для данной системы «металл—среда» в вершине коррозионно-усталостной трещины [61].

Одно из граничных электрохимических состояний в вершине трещины — состояние, при котором $pH_в$ равен значению водородного показателя среды в общем объеме испытательной камеры $pH_п$, а $\varphi_в$ — значению потенциала коррозии $\varphi_п$. Выбор других граничных электрохимических состояний основан на анализе закономерностей изменения $pH_в$ и $\varphi_в$ при статическом и циклическом нагружениях.

При поступлении коррозионной среды в вершину статически нагруженной неразвивающейся исходной трещины происходит изменение во времени $t$ значений $pH_в$ и $\varphi_в$ [19]. Тенденции изменения этих параметров аналогичны для различных систем «металл—среда» [60, 63—65] и имеют следующую особенность: со временем они стабилизируются на некотором минимальном значении $pH_{в.с}^{min} < pH_п$ и $\varphi_{в.с}^{min} < \varphi_п$, которые характеризуют систему в случае неразвивающейся трещины.

Поэтому электрохимическое состояние, определяемое этими значениями, выбирается в качестве второго граничного. Оно соответствует экстремальным условиям, при которых может наступить развитие (старт) коррозионно-усталостной трещины.

В случае распространения трещины при циклическом нагружении происходит непрерывное понижение значений $pH_в$ и $\varphi_в$ [9, 63] с ростом числа циклов нагружения. На определенном этапе развития трещины, зависящем от начальных условий и скорости ее роста, значения $pH_{в.ц}^{min}$ и $\varphi_{в.ц}^{min}$ достигаются на уровне $pH_{в.ц}^{min} < pH_{в.с}^{min}$ и $\varphi_{в.ц}^{min} < \varphi_{в.с}^{min}$, которые характеризуют экстремальные электрохимические условия системы «металл — среда» при развитии трещины и определяют третье граничное электрохимическое состояние.

После определения на основании предварительных исследований значений $pH_в$ и $\varphi_в$ для этих граничных электрохимических состояний проводят три серии испытаний на ЦТ в коррозионной среде при постоянных условиях в окрестности вершины трещины, а именно:

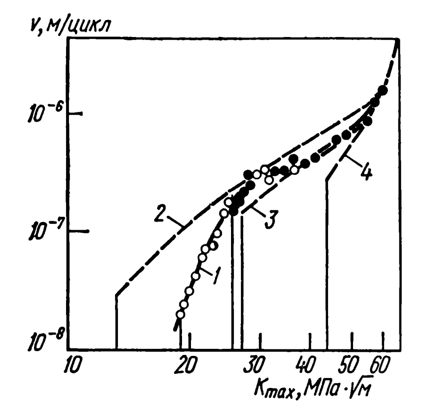



Рис. 9.24. Инвариантная (*1*, $pH_в = 6{,}7 = const$) и неоднозначные (*2—4*, $pH_п = 6{,}7 = const$) КДУР стали 20СФ в 3 %-ном растворе NaCl при различных начальных КИН ($f = 0{,}33$ Гц, $R = 0$).

$$pH_в = pH_п = const; \quad \varphi_в = \varphi_п = const,$$

$$pH_в = pH_{в.с}^{min} = const; \quad \varphi_в = \varphi_{в.с}^{min} = const, \qquad (9.6)$$

$$pH_в = pH_{в.ц}^{min} = const; \quad \varphi_в = \varphi_{в.ц}^{min} = const.$$

Затем по результатам таких испытаний строят инвариантные КДУР в коррозионной среде (рис. 9.25). Для сравнения приводят также КДУР, полученную при испытаниях на воздухе.

Анализ областей, заключенных между отдельными КДУР, позволяет дать как качественную, так и количественную оценку влияния тех или иных граничных состояний на скорость РУТ. Так, область *C* (рис. 9.25) определяет влияние рабочей среды по сравнению с воздухом, *B* — влияние изменения начальных электрохимических условий в вершине исходной трещины, *A* — влияние изменения электрохимических условий в процессе РУТ в коррозионной среде. Область, заключенная между кривыми *1* и *4*, характеризует максимально возможный диапазон увеличения скорости РУТ под воздействием коррозионной среды. При этом кривая *1* является предельной КДУР и расчет ресурса элемента конструкции по ней обеспечивает максимальный запас долговечности. Эту кривую выбирают в качестве базовой для расчетов. В некоторых частных случаях, исходя из осо-

бенностей работы конкретной конструкции и предъявляемых к ее расчету требований, можно как базовую выбрать кривую *2*. Это, например, допустимо, если РУТ в конструкции ограничивают низкими скоростями ($v < 10^{-8}$ м/цикл), при которых реализация условий для построения кривой *1* маловероятна. Расчет по кривой *3* дает заведомо завышенные данные о долговечности и принимать ее в качестве базовой без дополнительных обоснований не рекомендуется.

Как пример [61] реализации данного подхода приведены (рис. 9.26) базовые КДУР материала сварного шва (сталь 10ХМФТ) корпуса энерге-

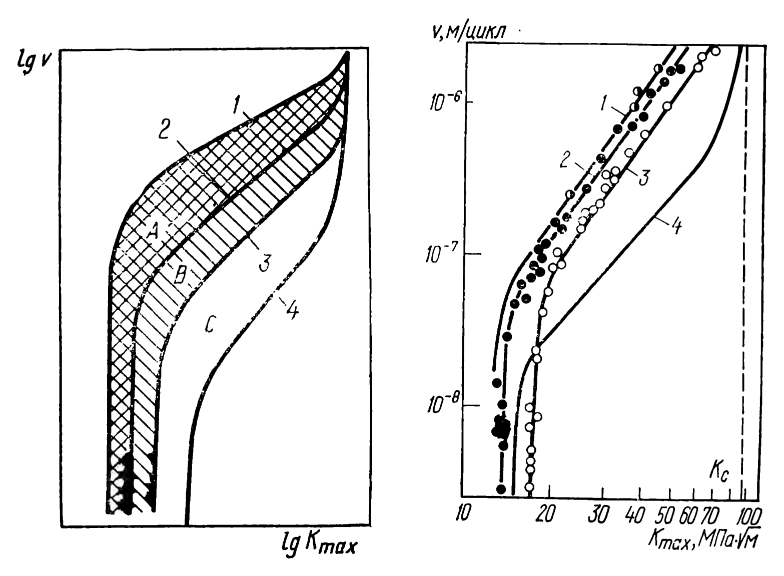



Рис. 9.25. Схема расположения базовых инвариантных КДУР для заданной системы «металл—среда», построенных по результатам испытаний при граничных электрохимических состояниях в вершине трещины: *1*—$pH_в = pH_{в.ц}^{min}$, $\varphi_в = \varphi_{в.ц}^{min}$; *2*—$pH_в = pH_{в.с}^{min}$, $\varphi_в = \varphi_{в.с}^{min}$; *3*—$pH_в = pH_п$, $\varphi_в = \varphi_п$; *4*—воздух.

Рис. 9.26. Базовые КДУР материала сварного шва:
*1*—$pH_в = pH_{в.ц}^{min} = 5$, $\varphi_в = \varphi_{в.ц}^{min} = -630$ мВ; *2*— $pH_в = pH_{в.с}^{min} = 6$, $\varphi_в = \varphi_{в.с}^{min} = -590$ мВ; *3*—$pH_в = pH_п = 8$, $\varphi_в = \varphi_п = -515$ мВ; *4*—испытания на воздухе.

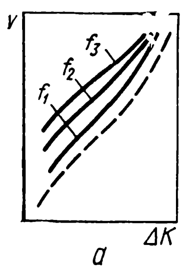
тического реактора в рабочей среде (1 %-ный раствор $H_3BO_3 + KOH$ до pH 8) при температуре 300 K, частоте нагружения 0,33 Гц и коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$.

Данный подход к построению базовых КДУР повышает точность и надежность расчетов на долговечность, поскольку основан на инвариантных диаграммах и анализе электрохимического состояния в вершине усталостной трещины. Он также позволяет дать дифференцированную оценку вклада каждого экстремального состояния в ускорение развития коррозионно-усталостной трещины в эксплуатационных условиях.

## 9.6. Коррозионно-циклическая трещиностойкость титановых и алюминиевых сплавов

**Титановые сплавы.** Титан и его сплавы имеют высокое сопротивление зарождению коррозионно-усталостных трещин, что связано с их большой пассивационной способностью, однако отличаются повышенной чувствительностью к коррозионным средам на стадии РУТ. Специфика циклических деформаций в вершине трещины способствует разрушению пассивирующих пленок, препятствующих вредному воздействию среды.

Основные типы КДУР титановых сплавов представлены на рис. 9.27 [66]. В дистиллирозанной воде и метанольных растворах с понижением



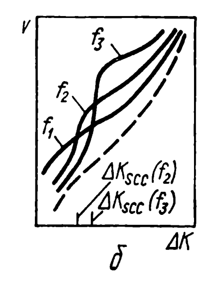




Рис. 9.27. Основные типы КДУР титановых сплавов в воде и метанольных растворах (*а*) и растворах, содержащих галлоидные ионы (*б*), ($f_1 > f_2 > f_3$; штриховыми линиями обозначены КДУР в инертной среде).

частоты нагружения скорость РУТ увеличивается (рис. 9.27, *а*), в растворах, содержащих галлоидные ионы, характерна инверсия во влиянии частоты нагружения (рис. 9.27, *б*): в области высоких КИН ее повышение замедляет, а при низких КИН — усиливает РУТ. На КДУР, построенных при наличии таких растворов, возможен перегиб, который связывают со склонностью материала к КР и с пороговым КИН при коррозионно-статическом растрескивании $K_{Iscc}$. В этой связи соответствующий перегибу размах КИН обозначают $\Delta K_{scc}$ (и аналогично $K_{\max scc}$). Обычно $K_{\max scc} < K_{Iscc}$ и зависит от частоты нагружения, увеличиваясь с его понижением. Сложная частотная зависимость РУТ объясняется следующим образом. При высоких КИН, когда проявляется склонность материала к КР, с увеличением частоты циклов, т. е. уменьшением длительности воздействия коррозионной среды в цикле нагружения, ускорение РУТ ослабевает. При низких КИН (ниже $\Delta K_{scc}$) доминирующим фактором становится не длительность воздействия среды, а относительная продолжительность существования свежеобразованных поверхностей в цикле нагружения. В связи с этим повышение частоты циклов, приводящее к увеличению скорости образования свежих поверхностей, интенсифицирует РУТ. На резкое понижение припороговой ЦТ титановых сплавов при высокочастотном нагружении указывают результаты В. Т. Трощенко и др. [40]: для сплава ВТ3-1, испытанного в растворе морской соли при $f = 500 \div 800$ Гц, уровень пороговых КИН понижается почти вдвое по сравнению с таковым на воздухе. Очевидно, здесь проявился важный, в первую очередь для титановых сплавов, фактор большой скорости образования в вершине трещины свежих поверхностей. Так, сравнительные оценки длительности нагружения в цикле (0,6—1 мс) и длительности формирования монослоя оксидной пленки (10 мс) [67] указывают, что поверхность вершины трещины свободна от защитной пленки.

Ускорение РУТ в титановых сплавах существенно зависит от формы цикла нагружения. При прямоугольном цикле воздействие среды прояв-

ляется в небольшой степени. В случае $\Delta K < \Delta K_{scc}$ ускорение РУТ вызвано большой скоростью образования свежих поверхностей, а при $\Delta K > \Delta K_{scc}$ — длительной выдержкой при максимальном КИН цикла.

Влияние среды на ЦТ титановых сплавов зависит не только от скорости образования свежих поверхностей, определяемой условиями механического нагружения, но и от скорости образования пассивирующей пленки, определяемой составом и структурой сплавов, а также от свойств коррозионной среды. Добавки в водные среды депассиваторов (например, ионов хлора) приводят к ускорению РУТ [66, 68, 69], тогда как нитраты оказывают ингибирующее влияние, поскольку уменьшают время образования защитной пленки. По этой же причине ЦТ сплава Ti—6Al—6V—2 Sn при его испытании на воздухе и в растворе $Na_2SO_4$ концентрацией 0,6 моль/л одинакова как при высокой, так и при низкой частоте цикла [66]. Однако роль нитратов как ингибиторов коррозионного РУТ проявляется только при $\Delta K < \Delta K_{scc}$, а при более высоких нагрузках они могут даже интенсифицировать кинетику разрушения. Неоднозначно также влияние на ЦТ и наложения внешней поляризации [66, 70]. Анодная поляризация подавляет РУТ при низких, но ускоряет при высоких значениях КИН.

Понижение ЦТ титановых сплавов в связи с воздействием коррозионных сред зависит не только от уровня их прочности, сколько от характера легирования и структуры сплавов. Металловедческий фактор определяет особо важные для РУТ условия образования поверхностных пленок в вершине трещины, на что указывают исследования кинетики электродного потенциала титановых сплавов [71]. В ряде случаев сплавы, имеющие повышенное сопротивление РУТ на воздухе, обладают высокой чувствительностью к коррозионной среде. Согласно сравнительным оценкам кинетики разрушения закаленных титановых сплавов Ti—7Al—2Nb—1Ta ($\sigma_{0,2}^* = 740$ МПа) и Ti—6Al—4V ($\sigma_{0,2} = 860$ МПа) [68], скорость РУТ в менее прочном сплаве с высоким уровнем ударной вязкости в четыре раза больше при воздействии 3,5 %-ного раствора NaCl, чем на воздухе. В то же время более прочный сплав, характеризующийся пониженным сопротивлением хрупкому разрушению при ударных испытаниях, нечувствителен к коррозионной среде. Исследования РУТ в ряде $\alpha$- и $(\alpha + \beta)$-сплавов при воздействии 3 %-ного раствора NaCl показали [71], что $\alpha$-сплав ВТ5 ($\sigma_{0,2}^* = 760$ МПа) с высокой ЦТ на воздухе в наибольшей мере подвержен влиянию коррозионной среды. Наименьшее воздействие последней обнаружено для самого прочного $(\alpha + \beta)$-сплава ВТ14 ($\sigma_{0,2} = 875$ МПа). Промежуточное положение занимает псевдо-$\alpha$-сплав АТ3 ($\sigma_{0,2} = 640$ МПа).

**Алюминиевые сплавы.** Коррозионные среды интенсифицируют РУТ в алюминиевых сплавах в первую очередь на среднеамплитудном участке КДУР, однако такое влияние может проявиться и при низких размахах КИН [72—74]. Высокопрочные алюминиевые сплавы подвержены, как правило, КР, и ускорение РУТ в средах часто связывают с ним. Вместе с тем коррозионные среды могут понижать сопротивление РУТ и при $K_{max} < K_{Iscc}$.

Понижение частоты циклов приводит к усилению РУТ [75, 76], хотя отмечено также и его торможение [77]. При исследовании влияния частотного фактора на ЦТ алюминиевых сплавов в коррозионной среде необходимо также принимать во внимание, что частота циклов может заметно влиять на РУТ на воздухе [78], поэтому о степени воздействия коррозионной среды следует судить исходя из результатов испытаний при одинаковой частоте циклов.

РУТ в алюминиевых сплавах в коррозионной среде с увеличением температуры активируется. Влияние температуры испытаний зависит от

уровня КИН и в наибольшей мере проявляется при низких его значениях [77—79]. В отличие от конструкционных сталей, для которых влияние температуры испытаний на ЦТ в коррозионных средах и в газообразном водороде неоднозначно, в алюминиевых сплавах температура всегда активирует РУТ в сухих газообразных средах, в том числе в водороде [79].

Хлорид-ионы отрицательно воздействуют на кинетику разрушения, кроме того, характер влияния коррозионных сред на припороговый РУТ в различных сплавах разный (рис. 9.28). При низких КИН скорость РУТ в сплаве В95пчТ2 ниже, чем при испытаниях на воздухе. Отмечено благо-

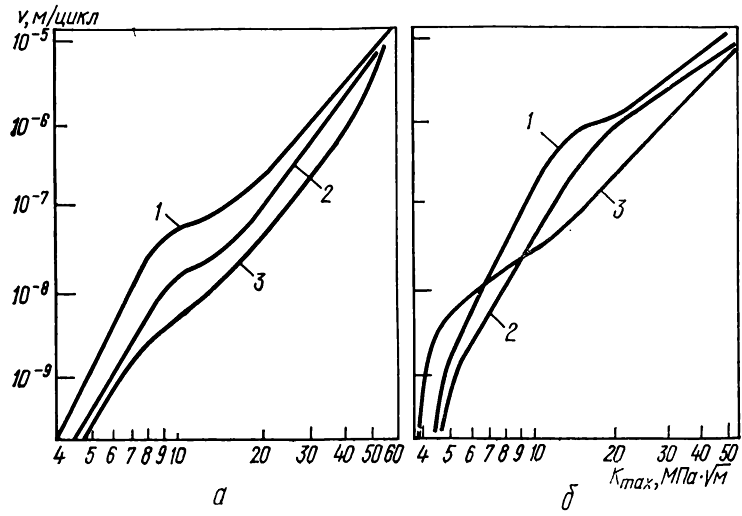



Рис. 9.28. КДУР сплавов Д16чТ (*а*) и В94пчТ2 (*б*) в 3,5 %-ном растворе NaCl (*1*), в дистиллированной воде (*2*) и на воздухе (*3*).

приятное влияние катодной поляризации на РУТ в алюминиевых сплавах, в то время как анодная поляризация ускоряет разрушение [77].

Как и в конструкционных сталях, в алюминиевых сплавах при РУТ изменяется морфология трещин, что вызвано их ветвлением и затуплением. Считается [78], что благоприятные условия для обмена среды в усталостной трещине активируют анодное растворение в вершине и тем самым интенсифицируют затупление трещины. Исходя из этих соображений эффект ослабления напряженного состояния в связи с затуплением трещины может усиливаться и при высокой асимметрии нагружения. С повышением уровня КИН возрастает интенсивность микроветвления, что является по мнению авторов [76, 78] причиной образования «плато» на КДУР алюминиевых сплавов в коррозионной среде, а также перегиба на КДУР при максимальном КИН, соответствующем началу платообразного участка.

Торможению РУТ в припороговой области нагружения способствует клиновой эффект продуктов коррозии, понижающий эффективный размах КИН. Показано [80], что при низких КИН в результате подачи раствора хлоридов в образованную на воздухе трещину последняя через некоторое время останавливается, несмотря на повышение КИН, вызванное увеличением длины трещины. Фрактографические исследования, рентгеновский анализ и измерение ЗТ подтвердили, что торможение РУТ — результат отложения на берегах трещины продуктов коррозии,

## 9.7. Пороги коррозионно-циклической трещиностойкости и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов

Одна из важнейших прикладных задач механики коррозионно-усталостного разрушения — оценка и анализ конкурентных возможностей конструкционных сплавов с целью рационального их подбора при изготовлении изделий, эксплуатирующихся в условиях совместного воздействия циклического нагружения и коррозионных сред. При этом параметры коррозионно-циклической трещиностойкости следует рассматривать в сочетании с другими механическими характеристиками, являющимися показателями работоспособности изделий, в частности с пределом текучести, который косвенно отражает не только уровень прочности, но зачастую и сопротивление зарождению трещин (это касается прежде всего поведения сплавов в инертных средах).

**Пороги коррозионно-циклической трещиностойкости сплавов.**

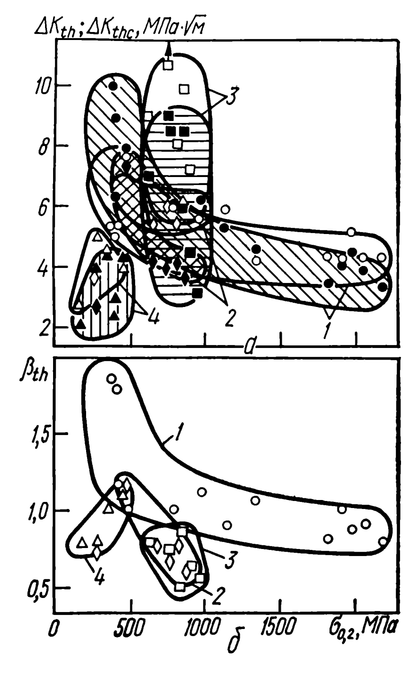



Рис. 9.29. Зависимости $\Delta K_{th}$ — $\sigma_{0,2}$ (незаштрихованные области), $\Delta K_{thc}$ — $\sigma_{0,2}$ (заштрихованные области) (*а*) и $\beta_{th}$ — $\sigma_{0,2}$ (*б*) для различных конструкционных сплавов:

*1* — умереннолегированные стали; *2* — нержавеющие мартенситные стали; *3* — титановые сплавы; *4* — алюминиевые сплавы.

Для изделий, эксплуатируемых в режиме продолжительного многоциклового нагружения, особое значение имеет анализ трещиностойкости сплавов в припороговой области на I участке КДУР. Воздействие коррозионной среды целесообразно определять на основе сопоставления размаха порогового КИН в коррозионной среде $\Delta K_{thc}$ с размахом порогового КИН при испытаниях на воздухе $\Delta K_{th}$. В числе главных условий, обеспечивающих сопоставимость результатов,— идентичность коррозионной среды и механических параметров нагружения (прежде всего частоты циклов *f* и коэффициента асимметрии цикла *R*). Сравнение конкурентных возможностей различных сплавов в припороговой области проводится с помощью диаграмм в координатах $\Delta K_{thc}$—$\sigma_{0,2}$ и соответственно в координатах $\Delta K_{th}$ — — $\sigma_{0,2}$ (рис. 9.29, *а*). Приведенные сведения (табл. 9.3) [8] касаются испытаний, как правило, в 3 %-ном водном растворе NaCl в диапазоне частот 10—50 Гц при пульсирующем цикле ($R \sim 0$). Несмотря на ограниченные для ряда сплавов массивы данных, они оконтурены в виде замкнутых областей, соответствующих отдельным категориям сплавов.

Таблица 9.3. **ЦТ конструкционных сплавов в коррозионных средах**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | Коррозионная среда |
|---|---|---|
| | | *Умереннолегированные* |
| 20ХС | 1150 | Дистиллированная вода |
| 40ХС | 2000 | » » |
| 50ХН | 433 | » » |
| | 1826 | » » |
| 60ХС | 1353 | » » |
| | 1932 | » » |
| | 2069 | » » |
| | 2200 | » » |
| | 2200 | » » |
| 5Ni — 1Cr — 1Mo — 1V | 913 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 913 | То же |
| HY — 130 (0,1C — 5Ni — 0,5Cr — 0,5Mo) | 993 | » » |
| | 993 | » » |
| | 993 | » » |
| | 1013 | » » |
| HT55 (0,12C — 1,13Mn) | 420 | 1%-ный раствор NaCl |
| | 420 | То же |
| SA542 — 3 (0,12C — 2,3Cr — 1Mo) | 500 | Дистиллированная вода |
| A516 — 60 (0,17C — 1Cr) | 301 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 301 | То же |
| BS4360 — 50D (0,18C — 1,4Mn) | 388 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 388 | То же |
| | 388 | » » |
| | 388 | » » |
| SNCM2 (0,26C — 1,45Cr — 3,1Ni) | 799 | » » |
| 835M30 (0,29 C — 4,1Ni — 1,2Cr) | 1350 | » » |
| | 1350 | » » |
| 4340 (0,4C — 1,72Ni — 1 Cr — 1Mo) | 896 | » » |
| | 896 | » » |
| | 1241 | » » |
| | 1241 | » » |
| S45C (0,45C — 0,8Mn) | 385 | » » |
| | 385 | » » |
| | | *Нержавеющие аустенитные* |
| 13Cr — 8Ni — 2Mo | 1214 | Морская вода |
| SUS304 (18,3Cr — 8,5Ni) | 210 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 210 | То же |
| SUS304 (18,8Cr — 8,9Ni) | 294 | » » |
| SUS304 (18,3Cr — 9Ni — 1,6Mn) | 275 | » » |
| | 275 | » » |

| R | f, Гц | $\Delta K_{th}$ | $\Delta K_{thc}$ | $\Delta K^*$ |
|---|---|---|---|---|
| | | МПа·$\sqrt{м}$ | | |
| *стали* | | | | |
| 0 | 10 | 5,9 | 5,3 | ... |
| 0 | 10 | 5,1 | 4,4 | ... |
| 0 | 8 | 5,4 | 6,4 | 25,0/25,0 |
| 0 | 40 | 4,3 | 3,4 | ... |
| 0 | 40 | 4,3 | 4,5 | ... |
| 0 | 40 | 4,3 | 4,2 | ... |
| 0 | 40 | 4,3 | 3,8 | ... |
| —0,33 | 18 | 4,2 | 3,2 | ... |
| 0 | 18 | ... | ... | 17,1/15,5 |
| 0,1 | 2,5 | ... | ... | 23,1/28,6 |
| 0,1 | 0,5 | ... | ... | ... /18,1 |
| 0,1 | 10 | 5,6 | 6,2 | ... |
| 0,1 | 1 | ... | ... | ... /21,0 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /20,0 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /21,0 |
| 0,1 | 5 | 5,0 | 9,0 | 28,0/36,0 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /23,0 |
| 0,05 | 50 | 7,7 | 7,8 | 25,0/25,0 |
| 0,05 | 1 | ... | ... | 25,0/25,0 |
| 0,05 | 0,1 | ... | ... | 25,0/22,0 |
| 0,08 | 30 | 5,4 | 10,0 | ... |
| 0,08 | 30 | ... | ... | 22,0/25,0 |
| 0,08 | 0,25 | ... | ... | ... /20,0 |
| 0,08 | 3 | ... | ... | ... /22,0 |
| 0,1 | 35 | 6,1 | 6,1 | ... |
| 0,1 | 64 | ... | ... | 17,0/21,5 |
| 0,1 | 4 | ... | ... | ... /16,0 |
| 0,1 | 5—10 | ... | ... | 25,3/... |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /19,8 |
| 0,1 | 5—10 | ... | ... | 25,3/... |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /12,6 |
| 0,1 | 1—5 | ... | ... | 27,9/... |
| 0,1 | 0,2 | ... | ... | .../25,1 |
| *стали* | | | | |
| 0 | 0,1 | ... | ... | 22,0/16,5 |
| 0,1 | 5 | ... | ... | 30,0/21,5 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /20,0 |
| 0,1 | 35 | 3,7 | 2,7 | ... |
| 0,1 | 1—5 | ... | ... | 31,0/... |
| 0,1 | 0,2 | ... | ... | ... /18,0 |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | Коррозионная среда |
|---|---|---|
| | | *Нержавеющие мартенситные* |
| 13Х11Н2В2МФ | 885 | Раствор морской соли |
| 20Х13 | 691 | То же |
| 14Х17Н2 | 782 | » » |
| SUS410 (0,1C — 13,1Cr) | 490 | 1%-ный раствор NaCl |
| | 490 | То же |
| En56C (0,24C — 14Cr — 0,41Ni) | 638 | Дистиллированная вода |
| | 938 | » » |
| | 638 | » » |
| | 638 | » » |
| | | *Дисперсионно-твердеющие* |
| H105017-4PH (15,8Cr — 4,5Ni — 3,3Cu) | 1059 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| 9Ni — 4Co — 0,20C | 1124 | То же |
| 10Ni — 2Cr — 1Mo — 8Co | 1262 | Морская вода |
| 12Ni — 5Cr — 3Mo | 1333 | » » |
| | 1260 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 1260 | То же |
| | 1260 | » » |
| | 1260 | » » |
| | | *Алюминиевые* |
| АМГ-61 (Al — 6Mg — 1Mn) | 176 | 3%-ный раствор NaCl |
| Д16чТ | 288 | То же |
| В94пчТ2 | 468 | » » |
| LM30 (Al — 4,5Cu — 17Si) | 160 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| 2017-T3 (Al — 3,9Cu — 1 Mg) | 281 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 281 | То же |
| RR58 (Al — 2,6Cu — 1,7Mg—1,2Fe—1,2Ni) | 367 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 367 | То же |
| | 367 | » » |
| 5070A (Al — 2,5Cu — 1,5Mg—1,2Ni — Fe) | 400 | Дистиллированная вода |
| Al5,7Zn — 2,5Mg — 1,5Cu | 420 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| 7475-T7351 (Al — 1,9Cu — 6,2Zn — 2,6Mg) | 433 | То же |
| 7075-T651 (Al — 4,5Zn — 2Mg — 1,4Cu) | 503 | Дистиллированная вода |
| 683 (Al — 5,8Zn — 2,7Mg — 1,3Cu) | 530 | » » |
| | | *Титановые* |
| АТ3 | 640 | 3%-ный раствор NaCl |
| ВТ5 | 760 | То же |
| ВТ14 | 875 | » » |

| R | f, Гц | $\Delta K_{th}$ | $\Delta K_{thc}$ | $\Delta K^*$ |
|---|---|---|---|---|
| | | МПа·√м | | |
| *стали* | | | | |
| 1 | 500—800 | 6,2 | 3,6 | ... |
| 1 | 500—800 | 5,5 | 4,2 | ... |
| 1 | 500—800 | 6,1 | 4,2 | ... |
| 0,1 | 10 | 6,5 | 7,5 | 28,0/20,0 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /14,0 |
| 0,05 | 7—70 | ... | ... | 28,0/... |
| 0,05 | 7 | ... | ... | ... /24,0 |
| 0,05 | 0,7 | ... | ... | ... /20,0 |
| 0,05 | 0,2 | ... | ... | ... /15,0 |
| *стали* | | | | |
| 0 | 0,167 | ... | ... | ... /15,0 |
| 0 | 0,167 | ... | ... | ... /21,0 |
| 0 | 0,1 | ... | ... | 19,8/12,1 |
| 0 | 0,1 | ... | ... | 18,7/9,9 |
| 0,1 | 0,1—10 | ... | ... | 19,0/... |
| 0,1 | 10 | ... | ... | ... /17,0 |
| 0,1 | 1 | ... | ... | ... /15,4 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /11,0 |
| *сплавы* | | | | |
| 0 | 40 | 2,7 | 2,1 | 12,4/8,2 |
| 0,05 | 17—20 | 5,0 | 3,9 | 17,0/12,0 |
| 0,05 | 17—20 | 3,9 | 4,3 | 13,0/9,0 |
| 0 | 0,25 | ... | ... | 9,8/8,2 |
| 0 | 1—5 | ... | ... | 9,0/... |
| 0 | 1 | ... | ... | ... /7,4 |
| 0 | 0,15 | ... | ... | 8,8/6,8 |
| 0 | 35 | 4,4 | 4,4 | 13,0/13,0 |
| 0 | 0,25 | ... | ... | 10,0/8,0 |
| 0 | 1 | ... | ... | 10,7/9,0 |
| 0,1 | 30 | ... | 2,4 | ... /7,4 |
| 0 | 0,167 | ... | ... | ... /7,5 |
| 0 | 143 | ... | ... | ... /7,6 |
| 0 | 1 | ... | ... | 7,4/6,2 |
| *сплавы* | | | | |
| 0 | 10 | 9,0 | 7,0 | ... |
| 0 | 10 | 12,1 | 9,0 | ... |
| 0 | 10 | 9,9 | 8,5 | ... |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | Коррозионная среда |
|---|---|---|
| ВТ3-1 | 968 | Раствор морской соли |
| Ti —8,6Al | 777 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 860 | То же |
| Ti — 8Al — 1Mo — 1V | 844 | » » |
| | 844 | » » |
| | 844 | » » |
| Ti — 6Al — 4V | 920 | » » |
| | 920 | » » |
| | 920 | » » |
| | 983 | Раствор NaCl (0,3 моль/л) |
| | 983 | То же |
| | 1029 | Дистиллированная вода |
| Ti — 8Al — 1Mo — 1V | 925 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 925 | То же |
| | 925 | » » |
| Ti — 6Al — 6V — 2Sn | 1104 | Раствор NaCl (0,6 моль/л) |
| | 1104 | То же |
| | 1104 | » » |

* В числителе указаны значения $\Delta K^*$ при испытаниях на воздухе, в знаменателе —

Наиболее полная информация имеется о порогах трещиностойкости конструкционных умереннолегированных сталей. Для них просматривается гиперболическая зависимость $\Delta K_{th} - \sigma_{0,2}$ аналогично зависимости $K_{Ic} - \sigma_{0,2}$ [81]. В водном растворе NaCl ее характер в целом не меняется. Вместе с тем области пороговых значений, полученные на воздухе и в водной среде, сдвинуты таким образом, что при высоких значениях условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ понижение порога коррозионной усталости $\Delta K_{thc}$ в сравнении с порогом усталости на воздухе $\Delta K_{th}$ заметнее, в то время как в диапазоне низких уровней прочности $\Delta K_{thc} > \Delta K_{th}$. О степени воздействия коррозионной среды на пороговую ЦТ можно судить по коэффициенту $\beta_{th} = \Delta K_{thc}/\Delta K_{th}$, который у высокопрочных умереннолегированных сталей минимален (рис. 9.29, *б*). С понижением условного предела текучести влияние среды ослабевает, и для сталей низкой прочности пороговые КИН в воде существенно выше, чем на воздухе.

Имеющиеся данные по нержавеющим сталям практически укладываются в полосу рассеивания значений исследуемых параметров для умереннолегированных сталей, хотя в случае испытаний на воздухе они находятся в верхней, а при испытаниях в воде — в нижней части указанной полосы. Это свидетельствует о сильном отрицательном влиянии коррозионной среды на ЦТ нержавеющих сталей, для которых коэффициент $\beta_{th}$ в ряде случаев падает почти до 0,6 (см. рис. 9.29, *б*), т. е. порог усталости понижается почти вдвое. Для низкопрочных нержавеющих сталей мар-

| R | f, Гц | $\Delta K_{th}$ | $\Delta K_{thc}$ | $\Delta K^*$ |
|---|---|---|---|---|
| | | МПа·$\sqrt{м}$ | | |
| 1 | 500—800 | 5,6 | 3,1 | ... |
| 0,2 | 30 | ... | 8,5 | ... /17,5 |
| 0,2 | 30 | ... | 6,0 | ... /12,0 |
| 0,1 | 30 | 8,1 | 4,4 | 21,0/15,0 |
| 0,1 | 1 | ... | ... | ... /13,5 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... /15,0 |
| 0,1 | » | 7,2 | 4,5 | 14,5/13,2 |
| 0,1 | 1 | ... | ... | ... /13,0 |
| 0,1 | 0,1 | ... | ... | ... |
| 0,1 | 10 | ... | ... | 16,0/... |
| 0,1 | 1 | ... | ... | ... /14,0 |
| 0,05 | 5 | ... | ... | 15,5/13,0 |
| 0 | 20—30 | ... | ... | 18,1/15,9 |
| 0 | 2 | ... | ... | ... /15,9 |
| 0 | 0,6 | ... | ... | ... |
| 0,05 | 10 | ... | ... | 18,0/... |
| 0,05 | 2 | ... | ... | ... /16,0 |
| 0,05 | 0,1 | ... | ... | ... /16,5 |

**в коррозионной среде.**

тенситного класса, как и для умереннолегированных той же прочности, присутствие среды положительно сказывается на пороге ЦТ. Существенное отрицательное воздействие коррозионная среда оказывает на пороги ЦТ титановых сплавов, хотя имеющиеся данные (см. рис. 9.29, *а*) свидетельствуют об их конкурентной способности по отношению к сталям средней прочности.

Алюминиевые сплавы также чувствительны к коррозионной среде, а по порогам усталости значительно уступают другим сплавам. Выявленная для них (см. рис. 9.29, *б*) тенденция к повышению коэффициента $\beta_{th}$ с увеличением условного предела текучести, по всей видимости, вызвана ограниченностью экспериментальных данных. О влиянии прочности на порог усталости $\Delta K_{th}$ алюминиевых сплавов единого мнения пока нет, хотя, согласно [82, 83], зависимость $\Delta K_{th}$ — $\sigma_{0,2}$ для них такая же, как и для умереннолегированных сталей. При этом обнаружена единая зависимость $\Delta K_{th}/E$ — $\sigma_{0,2}$ как для сталей, так и для алюминиевых сплавов [83]. С другой стороны, известно [84, 85], что с повышением прочности алюминиевых сплавов пороговые характеристики могут повышаться.

**Конкурентные возможности сплавов в среднеамплитудной области кинетической диаграммы усталостного разрушения.** Наряду с определением пороговой ЦТ практический интерес представляет оценка долговечности сплавов в области ограниченной трещиностойкости. Поскольку большинство результатов испытаний конструкционных сплавов в коррозионных средах касаются пэрисовского участка КДУР, ранжировка различных сплавов с позиций кинетики разрушения проведена [1, 8] по показате-

лю $\Delta K^*$ [2], соответствующему размаху КИН при скорости РУТ $10^{-7}$ м/цикл. Его применение весьма удобно при сопоставлении сплавов различной прочности на основании диаграмм в координатах $\Delta K^*$—$\sigma_{0,2}$ (табл. 9.3 и рис. 9.30) аналогично зависимости $\Delta K_{th}$—$\sigma_{0,2}$. В 3 %-ном водном растворе NaCl эффект частоты циклов значителен (смещены соответствующие массивы данных по отношению к результатам испытаний на воздухе). Так, при высокочастотном нагружении (рис. 9.30, *а*) явное влияние среды обнаруживается только для высокопрочных сталей, тогда

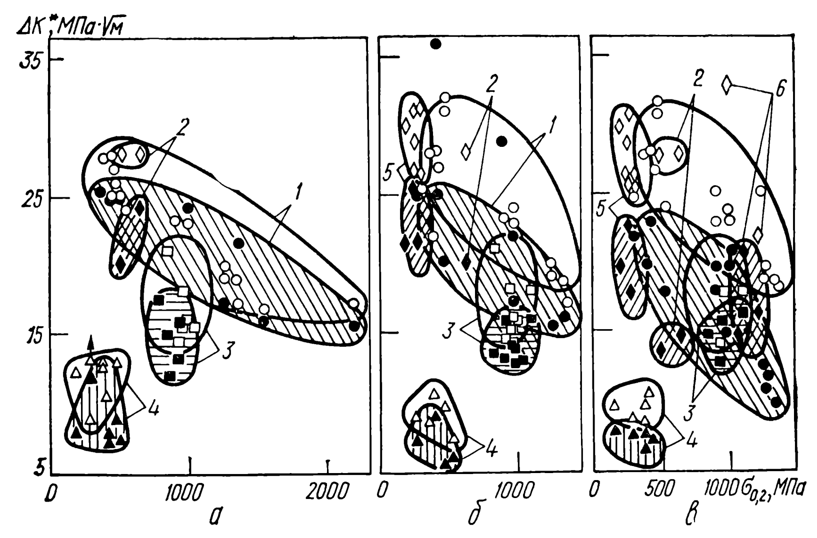



Рис. 9.30. Зависимости $\Delta K^* - \sigma_{0,2}$ для конструкционных сплавов, испытанных на воздухе (незаштрихованные области) и в коррозионной среде (заштрихованные области) при цикле нагружения, близком к пульсирующему при $f \geqslant 7$ Гц (*а*), $f = 0{,}7 \div 4$ Гц (*б*), $f = 0{,}1 \div 0{,}5$ Гц (*в*):
*1* — умереннолегированные стали; *2* — нержавеющие мартенситные стали; *3* — титановые сплавы; *4* — алюминиевые сплавы; *5* — нержавеющие аустенитные стали; *6* — дисперсионно-твердеющие стали.

как стали низкой и средней прочности практически нечувствительны к ее воздействию. С понижением частоты циклов значения параметра $\Delta K^*$ при испытаниях в коррозионной среде уже выделяются в области, лишь незначительно перекрывающиеся с таковыми при испытаниях на воздухе, что свидетельствует об усилении отрицательного влияния среды и расширении диапазона условного предела текучести, в котором это влияние проявляется. В наибольшей мере это касается низких частот циклов, для которых понижение уровня $\Delta K^*$ с увеличением прочности сталей происходит более резко, чем на воздухе (рис. 9.30, *в*).

Сопоставление умереннолегированных и нержавеющих сталей по параметру $\Delta K^*$ не позволяет отдать предпочтение тому или другому классу сталей для использования их в коррозионной среде. При дифференцированном анализе различных нержавеющих сталей определяются некоторые преимущества дисперсионно-твердеющих сталей по параметру $\Delta K^*$ по сравнению с умереннолегированными и, наоборот, более низкие уровни

$\Delta K^*$ аустенитных сталей. В основном нержавеющие стали более чувствительны к воздействию коррозионной среды. Области рассеивания экспериментальных данных при испытаниях этих сталей на воздухе и в среде не перекрываются между собой, как в случае умеренно-легированных сталей.

Титановые и тем более алюминиевые сплавы с точки зрения конкурентных возможностей также не превосходят конструкционные стали. Это доказывает односторонние преимущества титановых сплавов и нержавеющих сталей на стадии питтингообразования и развития коррозионно-механических повреждений. Для титановых сплавов понижение частоты циклов не столь существенно отражается на значениях $\Delta K^*$, как для сталей (см. рис. 9.30). В ряде систем «титановый сплав — водная среда» отмечена инверсия эффекта частоты [66], что может быть обусловлено спецификой их пассивации в процессе коррозионно-усталостного разрушения.

Самые низкие значения ЦТ имеют алюминиевые сплавы, прежде всего на воздухе (по сравнению со сталями аналогичной прочности). В них, как и в сталях, воздействие водной среды усиливается с понижением частоты циклов и способствует уменьшению ЦТ, особенно высокопрочных сплавов.

Принимая во внимание возможность реализации при оценке коррозионно-циклической трещиностойкости конструкционных сплавов различных типов КДУР [27], следует коснуться информативности параметра $\Delta K^*$ как показателя конкурентных возможностей сплавов при различных условиях нагружения. Для некоторых систем «металл—среда» характер КДУР с понижением частоты циклов качественно не меняется. В таких случаях использование параметра $\Delta K^*$ вполне оправдано, так как он достаточно полно отражает чувствительность материала к коррозионной среде. В то же время на КДУР материала в коррозионной среде часто обнаруживается горизонтальный платообразный участок. Для материалов низкой прочности начало такого участка, как правило, смещено в сторону более высоких скоростей РУТ. Плато обычно появляется при низкочастотном нагружении и связано с усилением в таких условиях склонности сплавов к КР. При $\Delta K_{scc} > \Delta K^*$, что характерно для низкопрочных материалов, параметр $\Delta K^*$ может не зависеть от частоты циклов, его использование для ранжировки сплавов при воздействии сред проблематично. Очевидно, в этом случае сравнение материалов лишь по характеристике $\Delta K^*$ будет явно неполным, поскольку не отражает возможного резкого ускорения РУТ в области более высоких значений размаха КИН $\Delta K$. Тогда более справедливым было бы использование в качестве показателя ресурсных возможностей параметра $\Delta K_p$ (размах КИН, соответствующий началу платообразного участка). Подобные трудности в использовании параметра $\Delta K^*$ для ранжировки сплавов возникают также при анализе КДУР, которые могут пересекаться при скорости РУТ $v = 10^{-7}$ м/цикл.

**Пространственные диаграммы циклической трещиностойкости конструкционных сталей.** Пространственные диаграммы (рис. 9.31), отражают влияние коррозионной (водной) среды на характеристики ЦТ в зависимости от уровня прочности и параметров нагружения ($f$ и $R$). На диаграмме (рис. 9.31, *а*) четко вырисовывается линия $ABC$, которая разграничивает область отрицательного и положительного воздействия среды на пороговые характеристики материала (пульсирующее нагружение). Благоприятное влияние среды ($\beta_{th} > 1$, где $\beta_{th} = \Delta K_{thc}/\Delta K_{th}$) распространяется на область низкопрочных состояний и соответственно низких частот циклов, при этом с понижением условного предела текучести и частоты циклов коэффициент $\beta_{th}$ возрастает. Для высокопрочных сталей присутствие среды отрицательно сказывается ($\beta_{th} < 1$) только при определенной про-

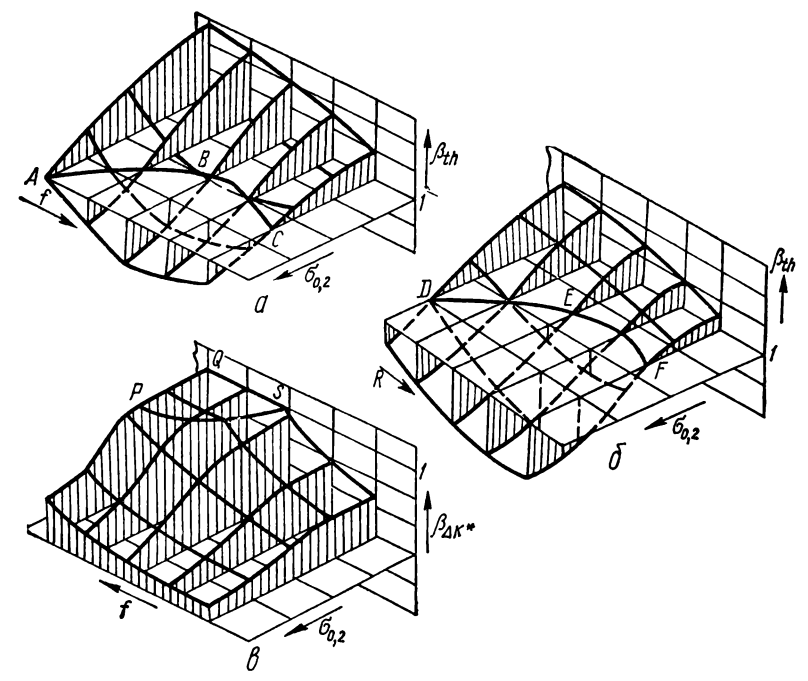



Рис. 9.31. Пространственные диаграммы влияния коррозионной среды на параметры циклической трещиностойкости $\beta_{th}$ (*а, б*) и $\beta_{\Delta K^*}$ (*в*) умереннолегированных сталей.

межуточной частоте циклов, поскольку при очень низких частотах коэффициент $\beta_{th}$ может увеличиваться. Повышение пороговых характеристик в коррозионной среде по сравнению с таковыми на воздухе вызывается в первую очередь ослаблением напряженно-деформированного состояния в вершине трещины из-за ее коррозионного затупления и усиления эффекта ЗТ. Применительно к высокопрочным сталям положительное влияние среды уменьшается в связи с понижением сопротивления скольному разрушению, а к низкопрочным — усиливается из-за повышения сопротивления циклической микротекучести. Частота циклов — важный фактор изменения механической ситуации в вершине трещины, что находит свое отражение в увеличении параметра $\Delta K_{thc}$ низкопрочных сталей при понижении частоты циклов. Для высокопрочных сталей фактор частоты также регламентирует условия проникновения водорода в зону предразрушения и соответственно степень водородного охрупчивания металла; в этой связи максимум коэффициента $\beta_{th}$ приходится на определенные промежуточные значения частоты циклов.

С повышением условного предела текучести и коэффициента асимметрии коэффициент $\beta_{th}$ уменьшается (рис. 9.31, *б*). При этом линия *DEF* разграничивает области отрицательного и положительного воздействия среды. Контролирующим фактором понижения коэффициента $\beta_{th}$ с увеличением коэффициента асимметрии является спад эффекта ЗТ. Вместе с тем в коррозионной среде ЗТ остается заметным и при высоких коэффи-

циентах асимметрии, в связи с чем для низкопрочных сталей пороговый размах КИН $\Delta K_{thc}$ может увеличиваться. Есть все основания считать, что при повышении коэффициента асимметрии пороги ЦТ высокопрочных сталей, склонных к водородному охрупчиванию, понижаются за счет уменьшения эффекта ЗТ, а также вследствие улучшения условий проникновения водорода в зону предразрушения и возрастания в ней уровня растягивающих напряжений.

Зависимость параметра $\Delta K^*$ от прочности стали и частоты нагружения (рис. 9. 31, *в*) отражена коэффициентом $\beta_{\Delta K^*}$ (см. с. 462). На диаграмме есть некоторая плоскость *PQS*, положение которой иллюстрирует отсутствие влияния коррозионной среды ($\beta_{\Delta K^*} = 1$).

В целом, однако, для большинства конструкционных сталей воздействие коррозионной среды отрицательно, усиливается оно с повышением их прочности и уменьшением частоты циклов. Для определенных классов сталей в связи с особенностями конфигурации КДУР [27] пространственные диаграммы могут иметь более сложный вид: в этих случаях их информативность может оказаться ограниченной.

## 9.8. Расчетные модели для оценки кинетики коррозионного роста трещин

Ускорение РУТ в конструкционных сплавах при наличии коррозионной среды связывают в первую очередь с их повышенной склонностью к коррозионному росту трещин при длительном статическом нагружении. Такая связь обусловливает определенные особенности конфигурации КДУР в коррозионных средах, которые, с одной стороны, могут резко отличаться от КДУР на воздухе, а с другой — по своему характеру напоминать кинетические диаграммы коррозионного растрескивания (зависимости скорости КР от уровня КИН при длительном статическом нагружении в коррозионной среде). На этой основе возникли расчетные подходы к прогнозированию коррозионного РУТ.

**Конфигурации коррозионных КДУР.** Типичная КДУР низкопрочных материалов, не склонных к КР, представлена на рис. 9.32, *а*. Уменьшение частоты циклов ускоряет РУТ в области повышенных значений КИН, в то время как в припороговой области наблюдается инверсия такого влияния и скорость РУТ в коррозионной среде по сравнению с таковой в инертной уменьшается.

Характер КДУР высокопрочных сталей, чувствительных к КР, претерпевает существенные изменения. Если исходить из того, что влияние коррозионной среды контролируется процессами КР, то тогда вид КДУР должен напоминать кривую, представленную на рис. 9.32, *б*. Обычно зависимость такого типа не реализуется, поскольку воздействие среды происходит и ниже порогового КИН при коррозионно-статическом растрескивании $K_{I\,scc}$, оказывая влияние также на уровень порога коррозионной усталости $\Delta K_{thc}$. Это соответствующим образом отражается на конфигурации КДУР (рис. 9.32, *в*).

Главной причиной трансформации КДУР, которая находит проявление в образовании на них горизонтальных участков, служит наложение катодной поляризации [34]. При этом с понижением частоты циклов уровень КИН, соответствующий началу плато, повышается, а длина плато увеличивается (рис. 9.32, *г*). Наличие на КДУР платообразных участков может быть также обусловлено специфичностью проявления закрытия коррозионных трещин в материалах, подвергнутых деформационному наклепу [33].

**Гипотеза линейной суперпозиции.** Согласно гипотезе Лендиза — Уэя [86], ускорение РУТ под воздействием различных коррозионных сред лишь отражает склонность сплавов к замедленному растрескиванию при длительном статическом нагружении и может быть учтено путем простой суперпозиции составляющей скорости РУТ под воздействием циклических нагрузок в инертной среде или вакууме $\left(\frac{dl}{dN}\right)_f$ и составляющей скорости в данной среде под воздействием статической нагрузки $\left(\frac{dl}{dN}\right)_{scc}$:

$$\frac{dl}{dN} = \left(\frac{dl}{dN}\right)_f + \left(\frac{dl}{dN}\right)_{scc}. \tag{9.7}$$

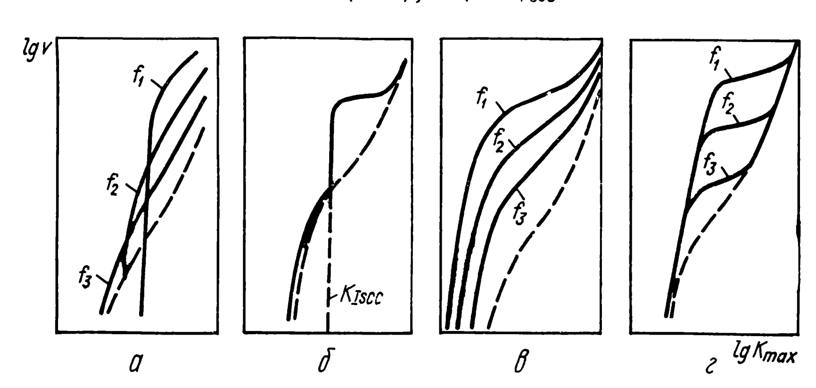



Рис. 9.32. Основные типы (*а* — *г*) диаграмм коррозионно-усталостного разрушения (штриховыми линиями обозначены КДУР в инертной среде).

Для оценки второй составляющей уравнения (9.7) можно использовать рабочую схему, представленную на рис. 9.33. На основании характера распределения КИН за цикл и кинетической диаграммы роста коррозионной трещины длиной $l$ при статической нагрузке строится зависимость ее изменения во времени $t$. Прирост длины трещины за цикл определяется интегрированием (заштрихованная площадь на рис. 9.33, *в*). Отсюда следует, что вычисляемая таким образом компонента $\left(\frac{dl}{dN}\right)_f$ зависит от частоты цикла, максимального уровня и перепада КИН за цикл. При этом уравнение (9.7) преобразуется к виду

$$\frac{dl}{dt} = \left(\frac{dl}{dt}\right)_{scc} + f\left(\frac{dl}{dN}\right). \tag{9.8}$$

Развивая гипотезу суперпозиции, В. Герберич с соавторами [87] предложил простой аналитический метод суммирования составляющих уравнения (9.8). В то время как прием, предложенный Р. Уэем и Ж. Лендизом, предполагает использование методики ступенчатого обсчета, основанного на численном или графическом интегрировании, аналитический подход В. Герберича базируется на применении теоремы среднего значения КИН за каждый цикл. Аналитическое выражение, заменяющее уравне-

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^n + \frac{1}{f(K_{max} - K_{min})} \int\limits_{K_{min}}^{K_{max}} F'(K)\, dK. \qquad (9.9)$$

Здесь $F'(K)$ представляет собой компоненту, которая определяется на основании оценки энергии активации процесса СРТ. Обязательным условием выполнения такой модели суперпозиции считается необходи-

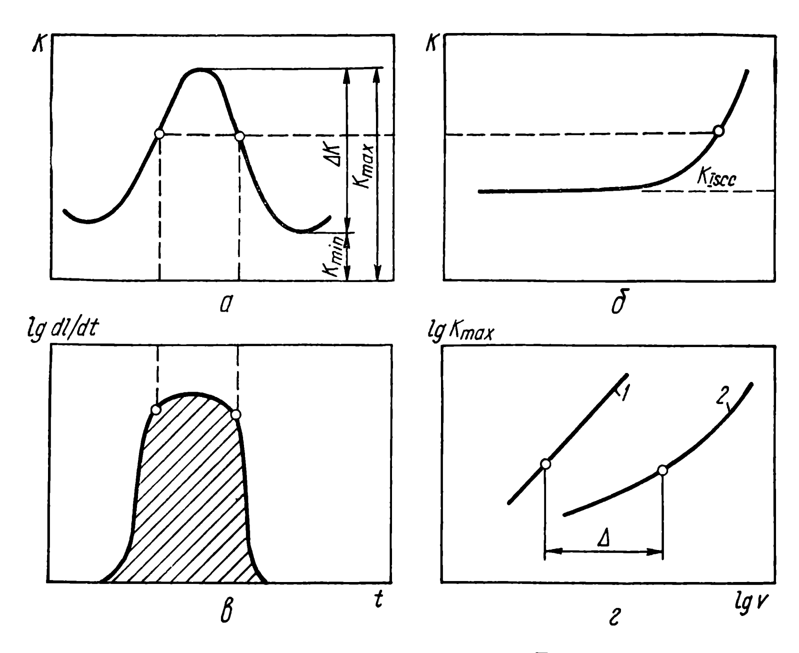



Рис. 9.33. Графическая интерпретация гипотезы Лендиза—Уэя:
*а* — изменение КИН за цикл; *б* — кинетика трещины в коррозионной среде при длительном статическом нагружении; *в* — графическое определение прироста длины трещины за цикл; *г* — КДУР в инертной (*1*) и коррозионной (*2*) средах.

мость сохранения единой морфологии поверхности излома при коррозионной усталости и статическом растрескивании, что весьма сложно.

Главный недостаток гипотезы суперпозиции чисто усталостного и коррозионно-статического фактора — неспособность объяснить ускорение РУТ при $K_{max} < K_{1scc}$. Коррозионные среды обусловливают наличие размахов пороговых КИН $\Delta K_{thc}$, которые по величине существенно ниже $\Delta K_{th}$ [1]. В области низких максимальных КИН, гораздо меньше пороговых КИН при коррозионно-статическом растрескивании, влияние коррозионных сред на высокопрочные сплавы может быть весьма интенсивным или даже максимальным. Еще в большей мере гипотеза суперпозиции непригодна для объяснения ускорения РУТ водной и другими средами в средне- и низкопрочных сталях, которые при статическом нагружении не

обнаруживают СРТ, пороговый КИН $K_{1scc}$ которых следовательно формально находится на уровне порогового КИН $K_{1c}$.

В рассматриваемой гипотезе в качестве исходной принята предпосылка отсутствия СРТ при статическом нагружении в инертной среде. Однако результаты испытаний, например низкоотпущенной стали 60ХС в спектрально чистом аргоне, свидетельствуют о том [29], что у высокопрочных сплавов может наблюдаться склонность к статическому растрескиванию, связанная не с воздействием внешней среды, а с процессами, происходящими внутри металла. Таким образом, для таких сплавов разделение чисто усталостного фактора и фактора статического воздействия среды затруднительно. С этим же обстоятельством, по-видимому, связана и непредсказуемая гипотезой частотная зависимость кинетики РУТ в аргоне, которая была, в частности, обнаружена при испытаниях стали 60ХС [29].

Р. Уэй и Дж. Галлахер [88] предложили усовершенствованный подход, который сводится к представлениям о двухобластном влиянии коррозионнных факторов. Для стали 4340 (типа 40ХН2М) экспериментально показано, что при $K_{max} > K_{I\,scc}$ и постоянных размахах КИН частотная зависимость $\frac{dl}{dt}$ выходит на горизонтальную линию. Это свидетельствует о том, что в таких условиях ускорение РУТ контролируется механизмом, для которого определяющее значение имеет фактор времени, при этом такая зависимость усиливается по мере снижения частоты циклов. При $K_{max} < K_{Iscc}$, как считают Р. Уэй и Дж. Галлахер, может происходить весьма существенное так называемое синергетическое ускорение, зависящее прежде всего от частоты нагружения.

**Модель конкурентных процессов.** На основании различий в характере воздействия среды в области высоких и низких КИН И. Аустен и Е. Уокер [89] связали РУТ при $K_{max} < K_{I\,scc}$ с подлинной коррозионной усталостью (ПКУ), а ускорение РУТ выше порогового КИН $K_{I\,scc}$ — с проявлением коррозионной усталости под напряжением (КУН). Такие определения подчеркивают то обстоятельство, что в области $K_{max} > K_{I\,scc}$ РУТ представляет собой специфический случай КР, контролируемого временем пребывания изделия с трещиной под напряжением, в то время как при $K_{max} < K_{I\,scc}$ наблюдается синергетическое действие агрессивной среды и циклического нагружения.

Основываясь на этих определениях, И. Аустен и Е. Уокер [89] выдвинули так называемую модель конкурентных процессов. Ее цель — объяснить зависимость характера КДУР от частотного фактора и асимметрии цикла, обеспечив количественное описание хода КДУР. Сущность модели заключается в идее конкурентности процессов ПКУ и КУН, а не в тезисе аддитивности, как предполагали Дж. Лендиз и Р. Уэй. Базируясь на допущении, что, в частности, для сталей испытываемых в воде, ПКУ и КУН — это результат специфического проявления водородного механизма влияния среды, И. Аустен и Е. Уокер полагают, что в реальной испытываемой системе становится актуальным механизм, который обеспечивает бо́льшую скорость РУТ. Это и предопределяет положение границы между участком ПКУ и КУН. Предполагается, что в самом общем виде КДУР имеет сложный характер и включает в качестве одного из участков хотя бы короткое плато. В соответствии с экспериментальными данными местоположение плато зависит от частоты цикла и коэффициента асимметрии, сдвигаясь в сторону более высоких КИН по мере снижения частоты и статической растягивающей составляющей цикла. Для прогнозирования хода КДУР необходимо для какой-то одной комбинации параметров $f$ и $R$ экспериментально определить константы уравнения Пэриса $C$ и $n$, значения КИН ($K_p$) и

скорости $\left(\frac{dl}{dt}\right)_p$, соответствующие началу плато, пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$, а также критические КИН $K_{1scc}$ и $K_{1c}$. Граница на КДУР между областью ПКУ и КУН определяется коэффициентом асимметрии цикла $R$ и частотой цикла $f$.

**Модель процесса взаимодействия.** Д. Родес с соавторами [78] предложил расчетную модель, названную моделью процесса взаимодействия. В ней суммируются эффекты от преобладающих механических и электрохимических процессов распространения трещины, однако каждый процесс модифицирован с учетом другого. Исходя из этого, уравнение суперпозиции (9.7) в пределах среднего участка КДУР записывается в виде

$$\frac{dl}{dN} = C\,(\Delta K_{eff})^n + \int_0^{1/f} A\zeta K_{eff}^{w} dt, \qquad (9.10)$$

где $K_{eff}$ — КИН, оцененный с учетом микроветвления трещины; $\zeta$ — коэффициент, учитывающий влияние циклической нагрузки на скорость КР; $A$, $w$ — константы, которые находятся из уравнения энергетического баланса.

**Функционально-аддитивная модель.** И. П. Гнып, Э. И. Лычковский и В. И. Похмурский [90] предложили модель, базирующуюся на гипотезе, что процесс коррозионного подрастания трещины при циклическом нагружении стимулирует водородное охрупчивание зоны предразрушения и приводит к проявлению эффекта коррозионно-циклического растрескивания металла. При этом коррозионное подрастание трещины аддитивно суммируется со скоростью РУТ, определяемой уровнем механических напряжений и эффектом водородного охрупчивания металла:

$$\frac{dl}{dN} = \left(\frac{dl}{dN}\right)_f H_{cf} + \left(\frac{dl}{dN}\right)_d, \qquad (9.11)$$

где $\left(\frac{dl}{dN}\right)_f$ — скорость РУТ под действием механических нагрузок; $H_{cf}$ — функциональный множитель, определяющий величину ускорения РУТ в металле водородом; $\left(\frac{dl}{dN}\right)_d$ — скорость РУТ за счет корозионных потерь.

Считается, что наводороживание металла зоны предразрушения сокращает периоды «отстоя» трещины при ее микроскачкообразном подрастании, механический и коррозионно-наводороживающий факторы взаимоусиливают друг друга и не могут быть аддитивно суммированы. Формирование свежеобразованных поверхностей при микроскачках трещины и их репассивация приводят к коррозионным потерям металла, которые учитываются в уравнении (9.11) членом $\left(\frac{dl}{dN}\right)_d$.

Предположенная модель — модификация функциональной модели Дж. Барсома [26]

$$\frac{dl}{dN} = D\,(\tau)\,\Delta K^2, \qquad (9.12)$$

где $D\,(\tau)$ — сложная функция от частоты, формы, асимметрии циклов нагружения, которую предполагалось определять экспериментально·

Для функционального множителя $H_{cf}$ предложено следующее выражение [90, 91]:

$$H_{cf} = \left[ \frac{(\Delta K_{eff} - \Delta K_{\text{р.п.п}})^2}{(\Delta K_{scc} - \Delta K_{eff})^2 + B^2} \right]^m, \qquad (9.13)$$

где $\Delta K_{\text{р.п.п}}$ — размах КИН, вызывающий разрушение пассивирующей пленки; $\Delta K_{scc}$ — пороговый размах КИН коррозионно-циклического растрескивания, являющийся аналогом $K_{Iscc}$ при коррозионно-статическом растрескивании; $B$ — параметр, определяющий склонность металла к коррозионно-циклическому растрескиванию, который находится из эксперимента.

Зависимость $\Delta K_{scc}$ от коэффициента ассиметрии циклов нагружения определяется выражением

$$\Delta K_{scc} = \Delta K_{\text{р.п.п}} + (\Delta K_{scc})_{R=0} - \Delta K_{\text{р.п.п}} (1 - R). \qquad (9.14)$$

Показатель степени $m$ в уравнении (9.13) учитывает степень окклюзии водорода металлом и выражается через параметры циклического нагружения и времени репассивации свежеобразованной поверхности

$$m = \left( \frac{\Delta K_{\text{р.п.п}} t_{\text{н}}}{\Delta K_{eff} t_{\text{c}}} \right)^{1/2}, \qquad (9.15)$$

где $t_{\text{н}}$ — время возрастания нагрузки в цикле.

Скорость коррозионного подрастания трещины оценивается по закону Фарадея

$$\left( \frac{dl}{dN} \right)_d = \sum_{k=1}^{[k]} \frac{2Ai_0 (k_i)\, t_{\text{c}}}{n\rho F} f(t_{\text{c}}), \qquad (9.16)$$

где $A$ — атомная масса; $\rho$ — плотность металла; $n$ — валентность химического элемента; $F$ — число Фарадея; $i_0 (k_i)$ — значение начального электрохимического тока на свежеобразованной поверхности; $[k]$—целое число актов разрушения пассивирующего оксида за цикл; $f(t_c) = [1 - \exp(-t_c^{3/2})(1 + t_c^{3/2})]$ — функция влияния времени репассивации свежеобразованной поверхности на скорость коррозионного подрастания трещины.

Проверка предложенной модели по данным испытаний в воде высоких параметров [91], являющейся сильным пассиватором, показала хорошее соответствие экспериментальных и рассчитанных по формуле (9.11) КДУР в полном диапазоне изменения размахов КИН и в широком диапазоне изменения частоты, асимметрии и формы циклов нагружения. Модель описывает «плато» на КДУР, отражает уменьшение влияния среды на скорость РУТ с увеличением частоты циклов выше 1 Гц, смещение КДУР влево с возрастанием коэффициента асимметрии, отсутствие влияния среды на скорость РУТ при трапециевидной и пилообразной с обратным зубом формах циклов нагружения, что соответствует экспериментальным данным [26]. Кроме того, формула (9.11) отражает экспериментально установленный факт существования частоты $f_{\text{c}}$ и снижение ее с возрастанием размаха КИН, ниже которой влияние среды не усиливается [92] (стабилизируется

или убывает), а также позволяет ее прогнозировать:

$$f_c = \left[ \frac{\Delta K_{eff} t_c}{\Delta K_{р.п.п}} + t_р \right]^{-1}, \qquad (9.17)$$

где $t_р$ — время разгрузки в цикле.

Описанные расчетные модели оценки кинетики коррозионного РУТ, как правило, базируются на четком разграничении КДУР на два участка: усталости и КР без учета возможных принципиальных различий в строении вершины трещины усталости и трещины, образующейся при КР. Вместе с тем известно, что трещины КР более затуплены и разветвлены, чем усталостные, т. е. реальное напряженное состояние материала в окрестности вершины коррозионно-усталостной трещины выше. Из этого следует, что ускорение РУТ по механизму КР может происходить и при $K_{max} < K_{Iscc}$, включая и тот случай, когда материал не склонен к росту трещин при длительном статическом нагружении. Таким образом, без учета различий в геометрии трещин нельзя объяснить ускоряющее влияние коррозионной среды на РУТ в материалах, не склонных к КР. Однако на КДУР таких материалов могут наблюдаться платообразные участки, РУТ может сопровождаться интенсивным ветвлением трещин, скольным характером разрушения, т. е. могут проявляться признаки, характерные для КР.

Кроме неадекватной механической ситуации в вершине трещин коррозионной усталости и КР следует ожидать и различий в электрохимических параметрах среды, поскольку перемешивание раствора в процессе циклического нагружения изменяет электрохимическую ситуацию в вершине усталостной трещины. Реализация тех или иных механизмов воздействия коррозионной среды в значительной мере определяется различиями в условиях формирования свежих поверхностей, которые влияют, с одной стороны, на электрохимические условия в вершине трещины и активность в ней коррозионных процессов, а с другой — на степень проникновения в металл из среды водорода. Различными могут быть и условия транспорта водорода сквозь статически и циклически упрочненную зону; возможна даже реализация двух принципиально отличных механизмов доставки водорода в зону предразрушения (при статическом нагружении — диффузионный в зону максимальной напряженности материала, а при циклическом — дислокационный в направлении максимальной интенсивности пластической деформации). И наконец, подверженный различным видам и степени пластической деформации материал зоны предразрушения будет обладать разными физико-механическими свойствами, что должно соответствующим образом сказаться на его сопротивлении воздействию агрессивной среды. Поэтому существующие простые расчетные модели недостаточно надежны для прогнозирования влияния сред на ЦТ конструкционных сплавов.

## 9.9. Методы повышения коррозионно-циклической трещиностойкости сталей и сплавов

Методы повышения коррозионно-циклической трещиностойкости конструкционных материалов, которые бы базировались на особенностях коррозионно-усталостного роста трещин и учете действующего в каждом конкретном случае доминирующего механизма влияния коррозионной среды, разработаны еще недостаточно. Вместе с тем наметился ряд направлений в разработке таких способов.

**Структурные методы.** В случае проявления при коррозионном РУТ в сталях водородного охрупчивания наблюдается тенденция к зернограничному разрушению. Поэтому увеличение прочности границ — действенный способ повышения коррозионно-циклической трещиностойкости таких материалов. Увеличения прочности границ можно добиться микролегированием сплавов адсорбционно-активными элементами, способствующими удалению вредных примесей от границ [93], а также термообработкой, усложняющей конфигурацию границ зерен (термомеханическая обработка [94], обработка на наследственное зерно [95]). Перспективно также использование принципов структурной наследственности, развитых В. Д. Садовским, для ослабления вредного воздействия воды на РУТ в высокопрочных сталях с мартенситной структурой [96].

В основу термообработки положена двойная закалка, проводимая по схеме, представленной на рис. 9.34, *а*. В итоге протекания избирательных процессов рекристаллизации в пограничных объемах дос-

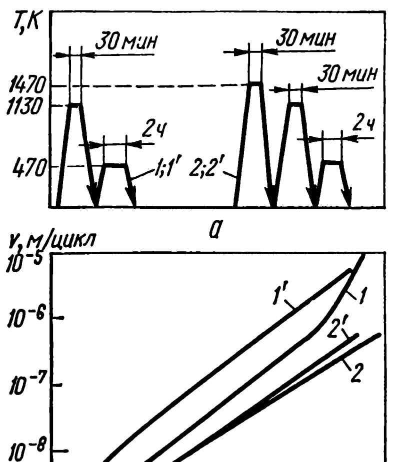



Рис. 9.34. Схема режимов термообработки (*а*) и КДУР (*б*) стали 45ХН2МФА ($R=0$; 5; $f=13$ Гц), подвергнутой обычной термообработке (*1*, *1′*) и двойной закалке (*2*, *2′*) при испытаниях в лабораторном воздухе (*1*, *2*) и в дистиллированной воде (*1′*, *2′*).

тигается микроструктура со специфической зубчатой формой границ аустенитных зерен (рис. 9.35). Как следует из рис. 9.34, *б*, зубчатая форма границ аустенитных зерен обусловливает резкое повышение ЦТ, отражающееся на всех трех участках КДУР. При испытаниях на воздухе уровень порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ соответственно обработанной стали повысился более чем на 40 % по сравнению с таковым для стали, подвергнутой термообработке в традиционном режиме. Однако в наибольшей степени влияние специальной обработки отразилось на РУТ в коррозионной среде, при этом пороговый размах КИН $\Delta K_{thc}$ практически повысился до порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. Создание зубчатой формы границ аустенитных зерен способствует подавлению межзеренного разрушения и реализации преимущественно внутризеренного РУТ. Воспроизведение траекторией трещины сложной формы границ зерен связано с дополнительными энергетическими затратами и способствует, таким образом, повышению коррозионно-циклической трещиностойкости сталей. Аналогично сказывается на коррозионной трещиностойкости ВТМО [81, 94].

Перспективным представляется также повышение коррозионно-циклической трещиностойкости сталей за счет управления металлургическим

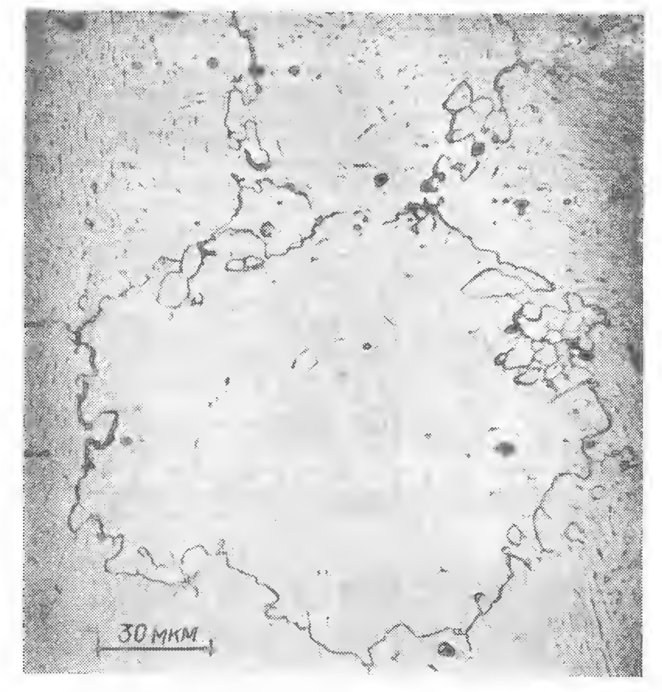



**Рис. 9.35. Микроструктура стали 45ХН2МФА после двойной закалки.**

фактором. Так, скорость РУТ в стали типа 2ХВ (1,5 % Si) на воздухе, в 3 %-ном в водном растворе NaCl и таком же растворе, дополнительно насыщенном сероводородом, существенно ниже, чем в стали без кремния (рис. 9.36) [97]. Максимальный эффект от легирования кремния получен в случае РУТ в сероводородсодержащей среде. Одна из причин высокой стойкости креминистой стали к водородному охрупчиванию — уменьшение благодаря кремнию количества окклюдированного водорода, которое минимально при наличии в стали 1,5 % Si. Кроме того, нивелируется отрицательное влияние водорода, поскольку кремний ослабляет его взаимодействие с железом, а также изменяет параметр решетки железа. Указанные эффекты торможения кремнием РУТ в наводороживающих средах положены в основу разработки дешевых кремнистых сталей, стойких к сероводородному растрескиванию.

**Электрохимическая защита изделий.** Несмотря на широкое применение в промышленности электрохимической защиты изделий и сооружений, четких представлений о целесообразности и эффективности ее применения на этапе коррозионного роста трещины нет. Во-первых, проблематично использование рассматриваемого метода при наличии глубоких трещин в крупногабаритных изделиях из-за слабой поляризуемости вершины таких трещин. Во-вторых, поскольку стадии зарождения и распространения трещин могут контролироваться различными механизмами влияния коррозионной среды, наложение внешнего потенциала может привести к противоположным эффектам на этих стадиях. Это в первую очередь касается

высокопрочных сталей, склонных к водородному охрупчиванию, для которых стадия зарождения трещины контролируется механизмом анодного растворения, а стадия распространения — механизмом водородного охрупчивания. В этом случае использование катодной защиты может ускорить РУТ. Однако катодная поляризация помимо наводороживания металла вершины трещины, ускоряющего РУТ по механизму водородного охрупчивания, интенсифицирует зернограничное ветвление трещин в высокопрочной стали, что приводит к релаксации напряжений и торможению РУТ

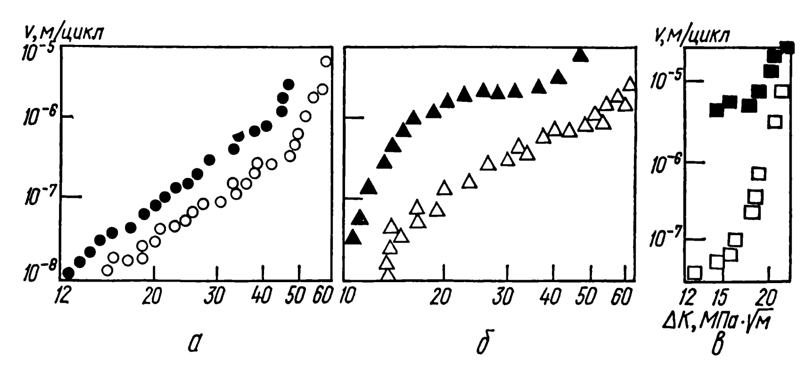



Рис. 9.36. КДУР ($R=0$; $f=0,33$ Гц) стали с кремнием (○, △, □) и без него (●, ▲, ■):

*а* — воздух; *б* — 3 %-ный раствор NaCl; *в* — 3 %-ный раствор NaCl, насыщенный сероводородом.

Более перспективно применение катодной защиты при коррозионном РУТ в материалах низкой и средней прочности, для которых опасность водородного охрупчивания менее значительна. В работе [98] рассмотрено влияние протекторной защиты в водном растворе морской соли на коррозионно-циклическую трещиностойкость ряда нержавеющих сталей и титанового сплава ВТ3-1 (табл. 9.4). Исследование было направлено на повышение ресурса компрессорных лопаток газотурбинных двигателей, которые подвергаются воздействию агрессивной среды. В связи с наличием при эксплуатации электропроводящей пленки раствора соли оказа-

Таблица 9.4. **Механические свойства и характеристики ЦТ нержавеющих сталей и титанового сплава ВТ3-1**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_в$, МПа | $\delta_5$, % | $\psi$, % | $K_{thc}^{п}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $\beta_{th}^{п}$ | $K_{thc}^{п}/K_{th}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 20Х13 | 691 | 841 | 23,6 | 61,0 | 6,28 | 1,15 | 1,50 |
| 14Х17Н2 | 782 | 943 | 17,5 | 60,8 | 6,13 | 1,00 | 1,54 |
| 13Х11Н2В2МФ | 885 | 1015 | 16,2 | 57,0 | 5,13 | 0,83 | 1,41 |
| ВТ3-1 | 968 | 1032 | 17,5 | 42,4 | 4,88 | 0,87 | 1,59 |

Примечание. $\beta_{th}^{п} = K_{thc}^{п}/K_{th}$, где $K_{thc}^{п}$ — пороговый КИН в растворе соли с протектором; $\delta_5$ — относительное удлинение; $\psi$ — относительное сужение.

лось возможным использование протекторной защиты. Испытания на ЦТ проводили на лопатках и плоских образцах с поверхностной трещиной при частоте нагружения 500—800 Гц. В качестве протектора использовался чистый магний марки МА-1, при этом отношение площади протектора к площади защищаемой поверхности лопатки и образца составляло примерно 1/10. Для припороговой области нагружения выявлена высокая эффективность такого способа повышения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов, что особенно важно, учитывая необходимость обеспечения высокого ресурса лопаток. В табл. 9.4 приведены результаты испытаний, касающиеся изменения пороговых КИН под влиянием коррозионной среды и протекторной защиты. Применение протектора обеспечивает увеличение порогового КИН в 1,4—1,6 раза. В то же время для сплавов 13Х11Н2В2МФ и ВТ3-1, характеризующихся максимальной прочностью, отрицательное воздействие коррозионной среды полностью не устраняется ($\beta_{th}^{п} < 1$). Очевидно, для этих материалов сказывается наводороживание образцов, в связи с чем материал с высокой прочностью для компрессорных лопаток ГТД с протекторной защитой применять не следует.

**Ингибирование коррозионных сред.** Трудности в разработке высокоэффективных ингибиторов РУТ обусловлены отсутствием надлежащей ясности в механизме взаимодействия коррозионных сред с металлом в вершине распространяющейся трещины. Ряд ингибаторов коррозионно-усталостного роста трещин базируется на принципе подавления водородного охрупчивания металла в вершине трещины [99]. Предполагается, что при растворении ингибиторов в водных средах активные компоненты ионного типа окружены молекулами воды, что затрудняет их миграцию к поверхности вершины трещины и тем самым ослабляет эффективность защиты. В этой связи рекомендуется использовать в качестве растворителей неорганические среды. Так, наибольшую эффективность (контрольными служили испытания в воздухе относительной влажности 90 %) дает комбинированное ингибирование дихроматами, нитритами и боратами (табл. 9.5).

Таблица 9.5. **ЦТ стали 4340 (типа 40ХН2М; $\sigma_в = 1860$ МПа) в различных средах при $R = 0{,}1$ и $f = 0{,}17$ Гц**

| Среда | Скорость РУТ, $10^{-7}$ м/цикл, при $\Delta K = 38{,}5$ МПа·$\sqrt{м}$ | $\Delta K$, МПа·$\sqrt{м}$, при $v = 2{,}5 \cdot 10^{-6}$ м/цикл |
|---|---|---|
| Воздух с относительной влажностью, % | | |
| 15 | 3 | 77 |
| 90 | 28 | 36 |
| Дихромат | 11 | 57 |
| Смесь нитрита и бората | 14 | 42 |
| Смесь дихромата, нитрита и бората | 7 | 60 |
| Молибдат | 15 | 55 |
| «Anilguard» | 25 | 35 |
| Додециловый спирт | 28 | 34 |
| Гексахлоропалладат | 11 | >44 |
| Нитрит лантана | 12 | >44 |
| Смесь нитрита, бората и церата (VI) | 9,6 | >44 |

Роль дихроматов и нитритов сводится к облегчению образования пассивирующей пленки, бораты способствуют повышению pH среды в вершине трещины до нейтрального уровня. Положительный эффект солей лантана, церия и палладия объясняется активацией в их присутствии реакции рекомбинации атомарного водорода в молекулярный, что уменьшает долю водорода, проникающего в металл.

В то время как увлажнение воздуха интенсифицирует межзеренное скольное разрушение, применение ингибиторов приводит к уменьшению доли скола, подобно наблюдаемой на воздухе. Эти результаты указывают на то, что эффективность исследуемых ингибиторов РУТ обусловлена подавлением процесса водородного охрупчивания металла в вершине трещины.

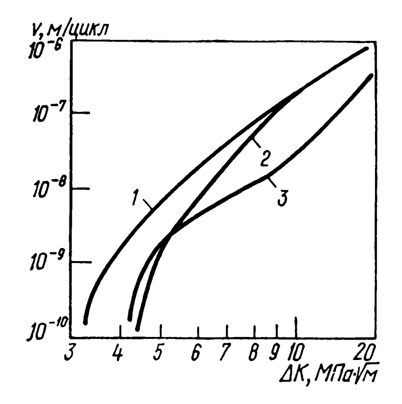



Рис. 9.37. КДУР стали 50ХН (отпуск при 470 К) в дистиллированной воде (*1*), сантинормальном водном растворе ингибитора ИРТ-3 (*2*) и в лабораторном воздухе (*3*).

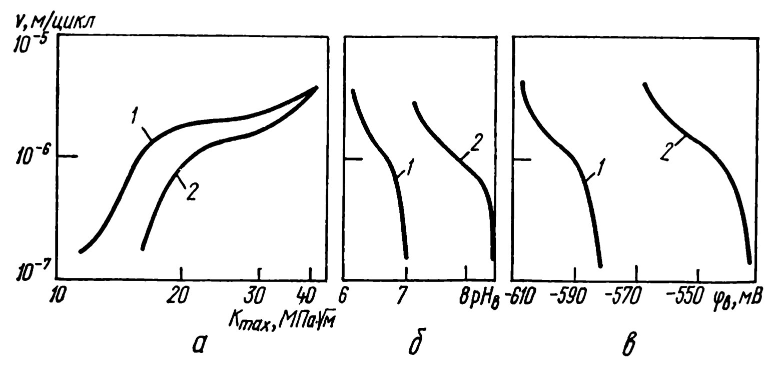



Рис. 9.38. Влияние ингибитора ТЖ на кинетику РУТ в стали 40Х (отпуск при 470 К) при воздействии 3 %-ного раствора NaCl (*а*), а также на параметры $pH_в$ (*б*) и $\varphi_в$ (*в*) в вершине развивающейся трещины: *1* — без ингибитора; *2* — с ингибитором.

В Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР разработан ряд ингибиторов, подавляющих коррозионный РУТ. Весьма эффективен, согласно оценкам А. Т. Цирульника, ингибитор ИРТ-3, влияние которого базируется на ослаблении катодного процесса восстановления водорода (рис. 9.37 [27]). Ингибитор, используемый в умеренной дозировке, существенно замедляет РУТ при низких и средних размахах КИН.

Комплексным защитным эффектом обладает ингибирующая композиция ТЖ [100] на основе синтетических жирных кислот с компонентами,

тормозящими солеотложение, коррозию и коррозионную усталость конструкционных сталей в нейтральных средах [101]. Путем ингибирования 3 %-ного водного раствора NaCl обеспечивается существенное торможение РУТ при среднеамплитудном нагружении (рис. 9.38, *а*). При этом сокращается платообразный участок КДУР, образованный ветвлением коррозионных трещин в связи с реализацией механизма водородного охрупчивания. Принимая в первом приближении, что водородный показатель $pH_в$ и электродный потенциал металла $\varphi_в$ в вершине трещины можно рассматривать как параметры, определяющие скорость РУТ, авторы работы [101] оценили степень их изменения в связи с ингибированием корррозионной среды (рис. 9.38, *б*, *в*). Выявлено, что ингибитор препятствует подкислению раствора и уменьшает сдвиг потенциала в сторону отрицательных значений.

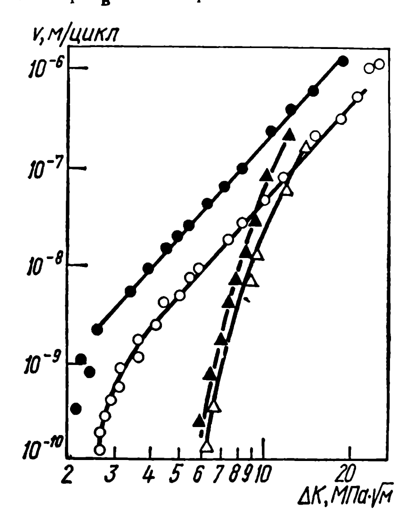



Рис. 9.39. КДУР ($R=0$; $f=40$ Гц) алюминиевого сплава АМГ-61 в исходном состоянии (○, ●) и после ППД (△, ▲), испытанного на воздухе (○, △) и в 3 %-ном водном растворе NaCl (●, ▲).

Сопоставление с диаграммой Пурбе зависимостей $pH_в$—$\varphi_в$ для ингибированной и неингибированной сред показало термодинамическую возможность выделения водорода в обоих случаях. Однако ингибирование подавляет выделение водорода.

**Технологические методы.** Технологические методы повышения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов и изделий базируются в основном на использовании поверхностного пластического деформирования ППД, создающего в поверхностных слоях остаточные сжимающие напряжения. Обработка ППД — эфективный способ повышения припороговой ЦТ материалов при условии, что уровень остаточных напряжений соизмерим с напряжениями, обусловленными внешней нагрузкой. Использование ППД для алюминиевого сплава АМГ-61 (рис. 9.39) [73] показало его высокую эффективность в повышении ЦТ материала при низких КИН, когда выполняется упомянутое условие. Ввиду снижения степени упрочнения по мере удаления от поверхности образцов КДУР, представленные на рис. 9.39, не следует рассматривать в качестве характеристик упрочненного материала, их нужно относить лишь к конкретным образцам или изделиям с заданной начальной трещиной.

Эффект повышения сопротивления РУТ может быть достигнут также использованием и других методов поверхностного упрочнения, в частности фрикционно-упрочняющей обработкой деталей машин. Так, с помощью этого вида обработки была повышена ЦТ стали 45 в шахтной воде [102]. Еще больший эффект был достигнут при комплексной защите стали, основанной на совмещении фрикционно-упрочняющей обработки с ингибированием коррозионной среды.

# ГЛАВА 10
# ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КОРРОЗИОННО-СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

## 10.1. Методики определения параметров коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных материалов

Наряду с усталостными разрушениями изделий под воздействием циклических нагрузок в инженерной практике довольно часто наблюдаются разрушения, вызванные совместным влиянием длительных статических нагрузок и коррозионно-активных сред. В таких случаях важным показателем работоспособности и надежности материалов становится коррозионно-статическая трещиностойкость. При ее определении используют преимущественно подходы линейной механики разрушения. Вместе с тем в последнее время в связи с обнаруженными проявлениями коррозионно-статической усталости пластичных металлов и сплавов при оценке длительной трещиностойкости делаются попытки применения инструментария нелинейной механики разрушения, в частности метода $J$-интеграла Черепанова — Райса [1, 2].

Для определения длительной статической грещиностойкости конструкционных материалов в условиях воздействия заданной коррозионной среды используются:

1) диаграмма долговечности (рис. 10.1), которая представляет собой зависимость долговечности $t$ образцов с предварительно созданными трещинами от уровня КИН в начальный момент нагружения $K_{10}$;

2) кинетическая диаграмма растрескивания (КДР) (рис. 10.2), представляющая собой зависимость скорости роста трещины $v$ от текущего значения КИН $K_{\text{I}}$.

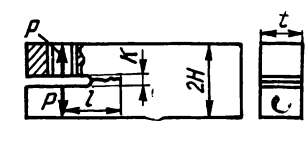
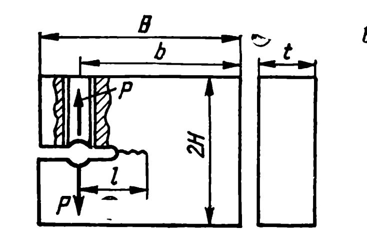
В качестве важной характеристики трещиностойкости, вытекающей из построения указанных типов диаграмм, служит пороговый КИН $K_{\text{I}scc}$.

Он соответствует максимальному КИН, при котором отсутствует СРТ, на протяжение всех испытаний, проводимых в условиях предельного стеснения пластической деформации в вершине трещины (плоскодеформированное состояние).

Для построения КДР в практике коррозионно-статических испытаний на трещиностойкость используют три типа методик, обеспечивающих повышение (I тип), стабилизацию (II тип) или понижение (III тип) КИН в процессе СРТ. Требуемый характер изменения КИН обеспечивается соответствующим подбором геометрии образцов и схемы нагружения. Образцы, наиболее часто используемые в методиках, обеспечивающих в процессе СРТ повышение или стабилизацию КИН, рассмотрены в гл. 4. В методиках III типа чаще всего применяют образцы с односторонней трещиной (табл. 10.1), в которых благодаря использованию расклинивающего элемента поддерживается постоянное раскрытие берегов трещины по линии приложения нагрузки, что обеспечивает в процессе СРТ уменьшение ее раскрытия непосредственно у вершины трещины.

Важный этап подготовки образцов к коррозионно-статическим испытаниям на трещиностойкость — образование в них исходной трещины,

**Таблица 10.1. Образцы, используемые в методиках, обеспечивающих уменьшение КИН в процессе СРТ**

| Тип образца | Эскиз образца и схема нагружения | Рекомендуемое соотношение размеров | Формула для определения КИН |
|---|---|---|---|
| Двойная консольная балка |  | $H = 0{,}5$; $b = 0{,}5t$; $2 \leqslant l/H \leqslant 5$ | $K = \dfrac{E\delta H\,[3H\,(l + 0{,}6H)^2 + H^3]^{1/2}}{4\,[(l + 0{,}6H)^3 + H^2 l]}$, где $\delta = k_2 - k_1$; $k_1$ и $k_2$ — КИН до и после нагружения соответственно |
| Компактный |  | $b = (2 \div 5)\,t$; $H = 0{,}48b$; $0{,}3 \leqslant \xi \leqslant 0{,}8$ | $K = Y\dfrac{P\sqrt{\xi}}{t\sqrt{b}}$, где $Y = 30{,}96 - 195{,}8\xi + 730{,}6\xi^2 - 1186{,}3\xi^3 + 754{,}6\xi^4$; $\xi = l/b$ |

Как правило, трещину выращивают путем циклической тренировки на воздухе образца с острым механическим надрезом. Во избежание привнесения в область предразрушения существенного циклического наклепа и его возможного воздействия на последующую кинетику роста коррозионно-статической трещины амплитудные значения КИН в вершине создаваемой усталостной трещины на заключительном этапе тренировки не должны превышать КИН в начальный момент нагружения $K_{I0}$ при последующих коррозионно-статических испытаниях. Согласно методике III типа трещину инициируют обычно путем активного нагружения образцов до скачка трещины.

**Диаграмма долговечности.** Для ее построения используют результаты испытаний серии (5—15 штук) образцов с трещинами одинаковой длины

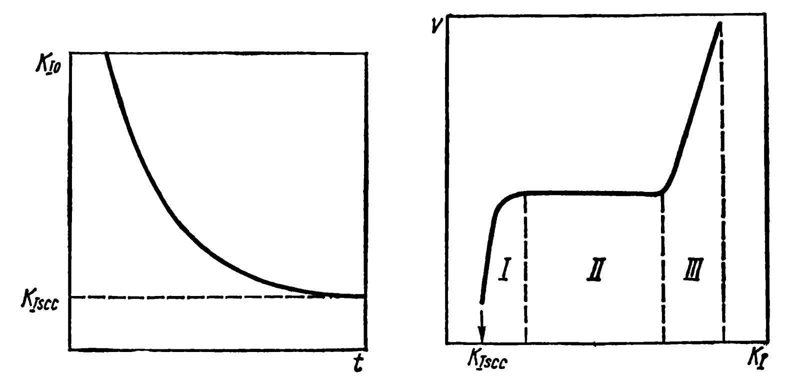



Рис. 10.1. Схематическое представление диаграммы долговечности образцов с наведенной трещиной.

Рис. 10.2. Схематическое представление КДР конструкционного сплава.

по одной из методик I типа. Варьируя от образца к образцу уровень начального КИН в момент нагружения $K_{I0}$, определяют их долговечность при нагружении в коррозионной среде. При снижении уровня $K_{I0}$ время до разрушения образцов увеличивается (см. рис. 10.1). Диаграммы ограниченной долговечности не могут служить основанием для расчетов конструкций на долговечность, но позволяют провести ранжировку систем «материал—среда», по ограниченной долговечности и параметру $K_{Iscc}$, а также могут быть полезными при выборе материала.

**Порог коррозионно-статической трещиностойкости.** Параметр $K_{Iscc}$ можно определять по методикам I или III типа [3, 4]. В первом случае порог трещиностойкости находят из условия нераспространения предварительно созданной, как правило, усталостной трещины, во втором — из условия остановки коррозионной трещины вследствие снижения текущего значения КИН $K_I$. При использовании методик I типа уровень $K_{Iscc}$ определяют на основании диаграммы долговечности $K_{I0} — t$ как максимальный уровень $K_{I0}$, ниже которого в пределах принятой базы испытаний отсутствует коррозионное подрастание трещины (о последнем можно судить на основании визуального осмотра излома образца, подвергнутого долому после окончания испытаний). При нахождении $K_{Iscc}$ продолжи-

тельность базы испытаний выбирают с учетом свойств испытуемого материала и коррозионной среды. Она должна быть больше продолжительности инкубационного периода СРТ, который обусловлен кинетикой процессов разупрочнения материала в окрестности вершины трещины и изменения электрохимических показателей среды в ее вершине. Так, при растрескивании в дистиллированной воде умеренколегированных среднеуглеродистых сталей с $\sigma_{0,2} > 1500$ МПа отсутствие СРТ достигается, как правило, при длительности базы испытаний не более 100—250 ч. В то же время для высокопластичных сталей продолжительность базы испытаний, достаточная для корректной оценки $K_{Iscc}$, должна быть в пределах 1000—4000 ч, что обусловлено наличием большого инкубационного периода и низкой скоростью СРТ в таких материалах.

При использовании методик III типа уровень $K_{Iscc}$ определяют по нагрузке $P$ и длине трещины $l$, соответствующих моменту остановки коррозионной трещины из-за снижения КИН до порогового уровня. Образец после коррозионно-механических испытаний разгружают, регистрируя величину смещения берегов трещины, повторно нагружают на воздухе до этого же уровня смещения и фиксируют нагрузку на образце, которая равна искомой величине $P$. Затем образец доводят до разрушения и по его излому судят о длине коррозионной трещины $l$ в момент ее остановки. Используя формулы для расчетов КИН, соответствующие конкретной геометрии образцов (см. табл. 10.1), вычисляют значение $K_{Iscc}$.

Параметр $K_{Iscc}$, определенный по методике I типа, считается инвариантной характеристикой системы «металл — среда», независимой от геометрии образцов, если при испытаниях было обеспечено максимальное стеснение пластической деформации в вершине трещины (плоская деформация) [5]. Однако, как показывает практика коррозионно-механических испытаний, найденное таким образом значение $K_{Iscc}$ может и не совпадать с полученным при понижении КИН в процессе СРТ. Это вызвано в первую очередь возможными различиями в геометрии вершины трещины, которая в конечном итоге характеризует реальную концентрацию напряжений. Так, при использовании методики, основанной на повышении КИН в процессе СРТ, значению $K_{Iscc}$ соответствует вершина исходной усталостной трещины, затупленная вследствие коррозионного разъедания и протекания деформационных процессов в окрестности вершины трещины, обусловленных активным нагружением и последующей выдержкой образца под нагрузкой в течение всей базы испытаний. В то же время при нахождении параметра $K_{Iscc}$ путем последовательного снижения КИН трещине свойственны другие морфологические особенности: криволинейность траектории, ветвление и коррозионное разъедание. Кроме того, возможны также различия электрохимических условий в вершинах усталостной и коррозионно-статической трещин, вызванные разным раскрытием их берегов. Это также может сказаться на значении параметра $K_{Iscc}$, определяемого по упомянутым методикам. Существует мнение, что при оценке параметра $K_{Iscc}$ предпочтительнее использовать методику, обеспечивающую минимальные (консервативные) значения $K_{Iscc}$ с учетом конкретных реальных условий эксплуатации изделий. Так, для высокопрочных материалов минимальный уровень $K_{Iscc}$ может быть достигнут при использовании методики с повышением КИН, а для высокопластичных — с понижением КИН в процессе СРТ. Кроме того, если в реальных изделиях неизбежны дефекты (в результате различных технологических операций, сварки, циклического нагружения), то об условиях их нераспространения при длительном статическом нагружении в коррозионной среде следует судить по параметру $K_{Iscc}$, характеризующему условие старта коррози-

онной трещины из вершины исходной усталостной трещины. Если же имеются трещиновидные дефекты коррозионного происхождения, то, очевидно, следует отдать предпочтение испытаниям с **убывающим в процессе** СРТ уровнем КИН.

**Кинетические диаграммы растрескивания.** КДР строят обычно в полулогарифмических координатах $v - K_I$ (см. рис. 10.2) по результатам коррозионно-статических испытаний, обеспечивающих повышение или стабилизацию в процессе СРТ уровня $K_I$. При этом для подсчетов текущих значений КИН используют выражения, соответствующие данному типу образца и схеме нагружения, а скорость роста трещины находят как прирост длины трещины $\Delta l$ в единицу времени. Простейший способ определения длины растущей трещины основан на визуальном наблюдении за ее продвижением по боковым поверхностям образца. Он может привести к значительным погрешностям, поскольку здесь не учитывается характерная для коррозионно-статических трещин криволинейность траектории роста по толщине образцов. В настоящее время многие исследователи применяют методы автоматической регистрации роста длины трещины. Среди них наиболее распространены методы, основанные на изменении электрического сопротивления образца при уменьшении его нетто-сечения [6], на измерении прироста раскрытия берегов трещины или прогиба образца при увеличении ее длины [7], а также метод частичной разгрузки образца [8].

**Метод** $J$**-интеграла**. Использование подходов линейной механики разрушения корректно, как правило, лишь для материалов высокой и средней прочности. Однако в последнем случае обычно возникает необходимость в применении образцов значительных размеров. Поэтому для средне- и особенно низкопрочных материалов целесообразно привлекать метод $J$-интеграла [9]. При этом по аналогии с традиционными оценками коррозионной трещиностойкости строят кривые долговечности в координатах «начальный уровень $J$-интеграла $J_{I0}$ — время до разрушения $t$» и затем на основании такой зависимости определяют пороговое значение $J$-интеграла — $J_{Iscc}$. Под пороговым значением $J_{Iscc}$ подразумевается максимальный уровень $J_{I0}$, ниже которого СРТ в пределах принятой базы испытаний не наблюдается. Согласно [10], подсчет величины $J_I$ рекомендуется проводить по формулам, допускающим испытание образцов со сравнительно небольшими трещинами ($l/b < 0{,}6$). В частности, для призматического образца с краевой трещиной, нагружаемого по схеме трехточечного изгиба, используется следующая зависимость:

$$J_I = \frac{1}{t}\left[\frac{\alpha P f_т}{b} - \left(\frac{\alpha}{b} - \frac{2}{b-l}\right)\int_0^{f_т} P\,df_т\right], \qquad (10.1)$$

где $t$ — толщина образца;

$$\alpha = Z'(l/b)/Z(l/b); \qquad (10.2)$$

$$Z(l/b) = (l/b)^2\,[5{,}58 - 19{,}57\,(l/b) + 36{,}82\,(l/b)^2 - 39{,}94\,(l/b)^3 + 12{,}77\,(l/b)^4]; \qquad (10.3)$$

$b$ — высота образца; $l$ — длина трещины; $f_т$ — прогиб образца в точке приложения нагрузки $P$, обусловленный наличием трещины. Подынтегральное выражение равно площади $S_т$ под условной диаграммой $P - f_т$ без учета аналогичных параметров $S_0$ и $f_0$, определенных из диаграммы нагружения образца без трещины, т. е. $S_т = S - S_0$ и $f_т = f - f_0$.

Для материалов, разрушающихся в упругопластической области нагружения, КДР представляет собой зависимость скорости РУТ $v$ от текущего значения $J$-интеграла $J_I$ [11]. Для определения значения $J_I$ необходимо в зависимости (10.1) из работы, затраченной на деформирование образца с трещиной, вычесть работу деформации образца без трещины, а также прирост работы упругой деформации, обусловленный коррозионным подрастанием трещины. Тогда

$$J_I = \frac{1}{t}\left[\frac{\alpha P f_т}{b} - \left(\frac{\alpha}{b} - \frac{2}{b-l}\right)\left(\int_0^{f_т} P df_т + \frac{1}{2} P f_{у_0} - \frac{1}{2} P f_у\right)\right], \quad (10.4)$$

где $f_{у_0}$ и $f_у$ — начальное и текущее значения упругой составляющей прогиба образца соответственно; $f_т$ — текущее значение прогиба образца в точке приложения нагрузки, обусловленное наличием трещины.

## 10.2. Морфология коррозионных трещин и методы оценки ее влияния на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины

Корректная оценка параметров коррозионной трещиностойкости конструкционных материалов весьма часто усложняется из-за специфики морфологии коррозионных трещин — криволинейности траектории роста, ветвления, коррозионного и деформационного затупления. Эти особенности морфологии коррозионных трещин понижают возникающую концентрацию напряжений и приводят к ослаблению напряженно-деформированного состояния в их вершине; кроме того, деформационное затупление способствует исчерпанию пластичности материала в вершине трещины.

**Криволинейность траектории субкритического роста трещины.** Эта особенность заключается в отклонении трещины от ее магистрального направления развития, она типична для высокопрочных сталей в связи с межзеренным характером их разрушения. С увеличением размера зерна и повышением уровня КИН криволинейность траектории СРТ нарастает [12].

**Ветвление трещин.** Различают микро- и макроветвление коррозионных трещин. При микроветвлении протяженность отдельной ветви соизмерима с размером зерна. Микроветвление трещин в сплавах связано с их распространением по границам зерен, когда основная трещина сопровождается вторичными трещинами, которые могут быть либо тупиковыми, либо сливающимися впоследствии с магистральной трещиной. Макроветвление связано с тенденцией трещин в некоторых системах, «материал—среда» распространяться в направлении действия максимальных касательных напряжений в вершине исходной трещины. Такая особенность объясняет интенсификацию макроветвления при уменьшении толщины образцов или изделий в связи с переходом от плоскодеформированного к плосконапряженному состоянию в вершине распространяющейся трещины (рис. 10.3). При макроветвлении становится возможным СРТ двумя или тремя независимыми друг от друга ветвями по всей толщине образца или по значительной ее части.

Микроветвление возможно, согласно [13], начиная с $K_I = 1{,}4K_{Iscc}$. Макроветвление реализуется при $K_I \geqslant 1{,}4K_{п}$, соответствующем началу плато на КДР (см. рис. 10.2). В этом случае ветви трещины расходятся на расстояние, превышающее размер зерна.

Упрощенно можно считать [13], что уровень КИН в каждой из вершин раздвоенной трещины в полтора раза ниже, чем в вершине неразветвленной такой же длины. Сформулированы три необходимых условия для реализации макроветвления: 1) наличие плато на КДР; 2) уровень КИН начала макроветвления больше 1,4 $K_п$; 3) смешанный характер разрушения (межзеренное разрушение чередуется с разрушением по телу зерна).

Приведенные требования для реализации микро- и макроветвления нельзя считать универсальными и всеобъемлющими для всех систем «ме-

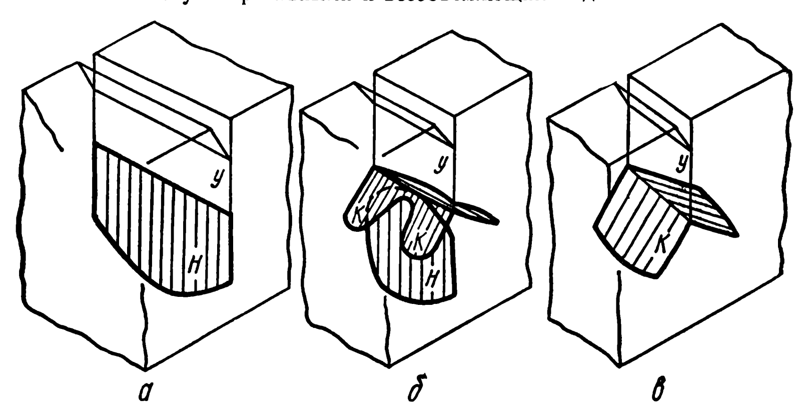



Рис. 10.3. Схематическое представление строения коррозионных трещин, созданных на балочных образцах при длительном статическом нагружении в условиях плоскодеформированного (*а*), смешанного (*б*) и плосконапряженного (*в*) состояний:

*У* — предварительно наведенная трещина усталости; *Н*, *К* — трещины нормального и касательного направлений соответственно.

талл — среда» и условий испытаний. Реализация того или иного вида ветвления связана с превалированием определенного механизма воздействия среды. В частности, микроветвление, которое имеет, как правило, зернограничный характер, стимулируется водородным механизмом воздействия среды, а также наблюдается в случае межкристаллитной коррозии сплавов. Кроме того, на процессы ветвления могут влиять условия нагружения, последние включают не только уровень КИН, но также толщину образцов и предысторию нагружения.

**Деформационное затупление трещин.** Реальная трещина всегда затуплена вследствие пластического течения материала в ее вершине. С повышением пластичности материала, а также уровня КИН в вершине трещины ее затупление усиливается. Важное проявление деформационного затупления трещины — замедленная текучесть материала в ее окрестности (низкотемпературная ползучесть). Для материалов повышенной пластичности она легко обнаруживается при отсутствии СРТ по увеличению прогиба образцов в процессе их выдержки под постоянной нагрузкой.

**Коррозионное затупление трещин.** Степень понижения концентрации напряжений из-за коррозионного разъедания вершины трещины зависит, с одной стороны, от интенсивности коррозионных процессов в трещине, а с другой — от деформационного затупления ее вершины. Так, трещины в низкопластичных материалах острые ввиду незначительного пластического течения материала в окрестности ее вершины. Поэтому даже неболь-

шое дополнительное затупление вследствие анодного растворения будет эффективно понижать концентрацию напряжений. В пластичных металлах и сплавах деформационное затупление трещины сравнительно велико, однако это не означает, что для таких материалов роль коррозионного затупления нивелируется. Дело в том, что рост трещин в пластичных материалах происходит, как правило, с небольшой скоростью, что создает благоприятные условия для разъедания вершины трещины. Вместе с тем в силу возможной высокой избирательности процесса анодного растворения коррозионная среда может обусловливать заострение трещины.

**Учет морфологии трещин при исследовании коррозионной трещиностойкости материалов.** Влияние изменения морфологии трещины на механическую ситуацию в ее вершине в связи с воздействием коррозионной

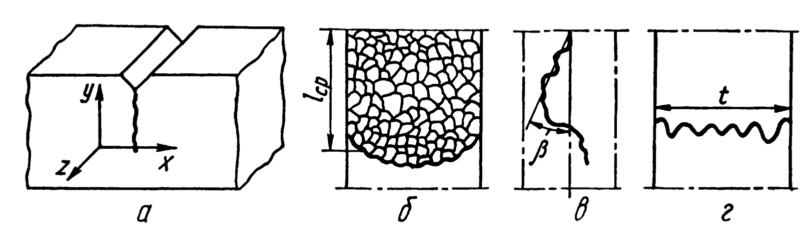



Рис. 10.4. Схемы образца с трещиной (*а*) и ее морфологии в плоскости *YOZ* (*б*), *XOY* (*в*) и *XOZ* (*г*).

среды оценивается посредством эффективных КИН $K_{I_{eff}} = \alpha K_I$ [14]. Существует ряд методик, позволяющих определить коэффициент релаксации КИН $\alpha$ для трещин конкретной морфологии. Для учета криволинейности траектории роста трещины (рис. 10.4) можно воспользоваться формулой [12]

$$\alpha = \sqrt{\frac{t\cos\beta d\lambda_к/dl}{t_к d\lambda/dl}}, \qquad (10.5)$$

где $t$ — толщина образца; $\cos\beta = \Delta l/\Delta l_к$; $\lambda$ и $\lambda_к$ — податливость образца с трещиной, распространяющейся в одной плоскости и по криволинейной траектории соответственно; $l$ — длина трещины; $t_к$ — протяженность фронта трещины в плоскости $XOZ$; $\Delta l_к$ — фактическое удлинение трещины; $\Delta l$ — проекция $\Delta l_к$ на ось $OY$. Используемые в формуле (10.5) величины определяют по результатам механических испытаний образцов и послойного металлографического анализа особенностей морфологии трещин в конкретном материале [12].

Более универсальна методика определения эффективного КИН $K_{I_{eff}}$ [15], интегрально учитывающая любое изменение морфологии коррозионной трещины, включая криволинейность ее траектории, ветвление и разъедание вершины (см. гл. 9). Коэффициент релаксации КИН $\alpha$ рассчитывают по результатам испытаний на кратковременную трещиностойкость образцов с острой усталостной ($K_{Ic}$) и притупленной коррозионной ($K_{Ic}^{к}$) трещинами по формуле $\alpha = K_{Ic}/K_{Ic}^{к}$. Этот принцип нахождения эффективных КИН $K_{I_{eff}}$ апробирован в работе [16] при построении скорректированных КДР в координатах $v - K_{I_{eff}}$ для двух систем «сталь—

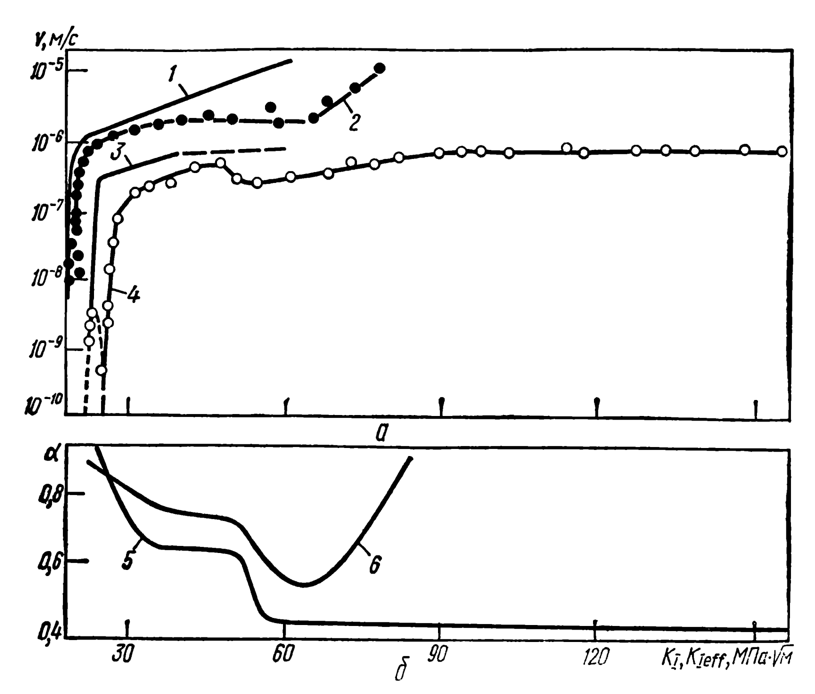



Рис. 10.5. Зависимости $v - K_I$ (а, *1, 4*); $v - K_{Ieff}$ (а, *2, 3*) и $\alpha - K_I$ (*б, 5, 6*) для систем:

*1, 2, 5* — сталь 45ХН2МФА (отпуск при 670 К) — дистиллированная вода; *3, 4, 6* — сталь 20Х13 (отпуск при 470 К) — 3 %-ный раствор NaCl.

среда», характеризующихся ярко выраженным микро- и макроветвлением трещин (рис. 10.5).

Сложный характер ветвления, переход по мере увеличения КИН $K_I$ в процессе СРТ от одного типа ветвления к другому влияют на реальное напряженное состояние в вершине растущей трещины, что соответствующим образом отражается на коэффициенте релаксации КИН (кривые *5, 6*). Если на КДР в номинальных координатах (кривые *2, 4*) существует протяженный платообразный участок, характеризующий независимость скорости СРТ от уровня КИН, то в эффективных координатах (кривые *1, 3*) его нет. Это свидетельствует об ответственности ветвления трещин за кажущуюся неоднозначность зависимости между скоростью СРТ и уровнем КИН.

Ветвление трещин обусловливает в механике коррозионного разрушения ряд специфических эффектов. Первоначально считали, что окончательное разрушение образца, испытываемого на коррозионное растрескивание, происходит при достижении в вершине коррозионной трещины уровня КИН, равного $K_{Ic}$. Позже экспериментально было показано, что ветвление трещин влияет на значение критического КИН при доломе $K_{Isc}$, рассчитанного формально по длине коррозионной трещины, при этом значение $K_{Isc}$ может быть в 1,2—1,8 раза выше значения $K_{Ic}$, определенного традиционным способом.

В качестве примера проявления в кинетике СРТ эффектов ветвления трещин на рис. 10.6, *а* представлена диаграмма долговечности для системы «сталь 20Х13 — 3 %-ный раствор NaCl», которая состоит из двух участков [16]. Образование «двухъярусной» диаграммы обусловлено различной интенсивностью релаксации номинальных КИН на верхнем и нижнем участках (как свидетельствует металлографический анализ, для нижнего это связано с микро-, а для верхнего — с макроветвлением трещины). Из этого примера следует, что при оценке порога коррозионно-статической трещиностойкости во избежание ошибочных выводов целесообразно проводить страховочные испытания образцов при начальных

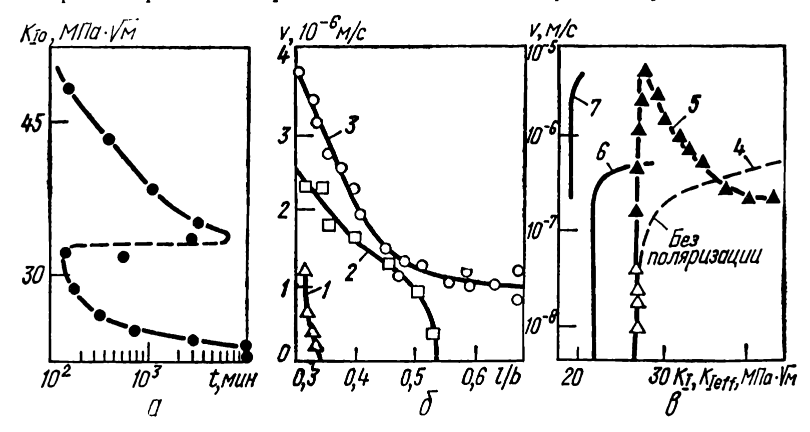



Рис. 10.6. Примеры, иллюстрирующие влияние ветвления трещин на оценку параметров коррозионной трещиностойкости:

*а* — диаграмма долговечности стали 20Х13 (отпуск при 470 К) в 3 %-ном растворе NaCl; *б* — кинетика СРТ стали 50Х (отпуск при 470 К) в изобутиловом спирте при $K_I = 17$ МПа·√м (*1*), 18,6 (*2*) и 23,2 МПа·√м (*3*); *в* — кинетика СРТ стали 20Х13 (отпуск при 470 К) в 3 %-ном растворе NaCl при потенциале коррозии (△) и наложении катодного потенциала — 1200 мВ (▲); кривые *4*, *5* — традиционные КДР в координатах $v$—$K_I$; *6*, *7* — скорректированные КДР в координатах $v$—$K_{Ieff}$.

значениях КИН $K_{I0}$, более низких, чем предварительно определенный уровень порогового КИН $K_{Iscc}$.

На рис. 10.6, *б* приведены зависимости скорости СРТ от длины трещины, определенные при трех постоянных уровнях $K_I$ для стали 50Х, испытанной в обезвоженном изобутиловом спирте [16]. С увеличением длины трещины скорость СРТ падает, что вызвано интенсификацией ее ветвления. При низких КИН $K_I$ спад кинетики разрушения заканчивается полной остановкой трещины, а при более высоких $K_I$ — выходом на стабилизированную скорость, когда, очевидно, ветвление достигает своей максимальной интенсивности. Приведенные данные иллюстрируют возможность возникновения таких ситуаций, когда для определенных систем «металл — среда» при изучении кинетики СРТ с постоянными номинальными значениями $K_I$ не всегда могут быть реализованы стационарные режимы роста трещины.

На рис. 10.6, *в* представлены КДР стали 20Х13, испытанной в 3 %-ном растворе NaCl при потенциале коррозии и с наложением внешней поляри-

зации [16]. Для исследуемой системы, стимулированной катодной поляризацией, начальное усиление СРТ сменяется резким падением скорости роста трещины, связанным с интенсификацией ее ветвления. Как видно из традиционных КДР ($v - K_I$), при $K_I = 40$ МПа$\cdot\sqrt{м}$ катодная поляризация приводит к уменьшению скорости СРТ, что свидетельствует, согласно известной методологии [17], в пользу локального анодного растворения как ведущего механизма коррозионного растрескивания. В то же время из скорректированных КДР ($v - K_{Ieff}$) видно, что катодная поляризация не только резко усиливает кинетику СРТ, но и снижает пороговый КИН $K_{Iscc}$, следовательно, здесь проявляется водородное охрупчивание. Таким образом, формальный анализ кинетики СРТ без учета морфологии трещины может привести к ошибочным выводам о механизме влияния коррозионной среды.

Рассмотренные методики, базирующиеся на определении эффективных КИН, позволяют учитывать лишь морфологические отличия коррозионных и усталостных трещин. Реальные трещины, независимо от того, в какой среде они образованы — инертной или активной, всегда дополнительно затуплены вследствие пластического течения материала, что также отражается на механической ситуации в вершине трещины. Сущность подхода, позволяющего произвести такую интегральную оценку, состоит в том [18], что трещина в нагруженном образце рассматривается как концентратор напряжений определенного радиуса $\rho$, а выражение $K_I/\sqrt{\rho}$ принимается за параметр, описывающий напряженное состояние в вершине затупленной трещины. Основой для использования такого подхода послужили многочисленные данные о распределении напряжений в надрезах, а также экспериментальные результаты по определению критического условного КИН $K_{Ic}(\rho)$, порогового размаха условного КИН $\Delta K_{th}(\rho)$ и порогового значения условного КИН коррозионного растрескивания $K_{Iscc}(\rho)$, полученные на образцах с надрезами. Параметры $K_{Ic}(\rho)/\sqrt{\rho}$, $\Delta K_{th}(\rho)/\sqrt{\rho}$ и $K_{Iscc}(\rho)/\sqrt{\rho}$, позволяющие судить о сопротивлении зарождению трещины от надреза, — характеристики инвариантные, не зависящие от его радиуса [19—21].

Если трещина не имеет ветвления, затупление ее вершины, вызванное активным нагружением, замедленной текучестью при длительной выдержке под нагрузкой или анодным растворением, можно оценить металлографически. Дополнительно разветвленную и затупленную трещину условно можно считать затупленной лишь до некоторого эквивалентного радиуса $\rho_{экв}$, учитывающего релаксацию напряжений как от затупления, так и от ветвления. При определении $\rho_{экв}$ полагают, что значения кратковременной трещиностойкости в жидком азоте образцов с трещиной, выращенной до конкретного КИН при испытаниях на коррозионное растрескивание $K^к_{Ic}$, и образцов с усталостной трещиной, затупленной кратковременным нагружением на воздухе до того же уровня КИН $K^т_{Ic}$, отражают лишь отличия геометрии вершин трещин. Тогда эквивалентный радиус отвечает радиусу $\rho$, найденному металлографически в условиях активного нагружения до данного уровня $K_I$ с соответствующей поправкой:

$$\rho_{экв} = \rho\,(K^к_{Ic}/K^т_{Ic})^2. \qquad (10.6)$$

Изложенная методика оценки напряженного состояния в вершине коррозионных трещин на основе соотношений $K_I/\sqrt{\rho_{экв}}$ и $K_{Iscc}/\sqrt{\rho_{scc}}$ ($\rho_{scc}$ — радиус вершины трещины в образце, выдержавшем базу испыта-

ний на уровне $K_{Iscc}$), использованная при исследовании структурной чувствительности параметров коррозионной трещиностойкости стали 45ХН2МФА после различных режимов отпуска [18], позволила учесть определяемую структурой способность материала релаксировать напряжения путем пластической деформации материала в окрестности вершины трещины. Оценка структурной чувствительности параметра $K_{Iscc}/\sqrt{\rho_{scc}}$, характеризующего напряженное состояние в вершине трещины на пороге коррозионно-статической трещиностойкости, показала (рис. 10.7), что в температурном диапазоне проявления необратимой отпускной хрупкости сталей (570—670 К) сопротивление разрушению резко понижается. В то же время для низкого (470 К) и высокого (770 К) отпусков величины $K_{Iscc}//\sqrt{\rho_{scc}}$ существенно не отличаются. О степени понижения разрушающих напряжений под воздействием коррозионной среды можно судить по коэффициенту $\beta = K_{Iscc}\sqrt{\rho_c}/K_{Ic}\sqrt{\rho_{scc}}$ ($\rho_c$—радиус вершины трещины, соответствующий критическому КИН $K_{Ic}$). Влияние коррозионной среды максимально для стали в состоянии отпускной хрупкости и минимально в высокоотпущенном состоянии.

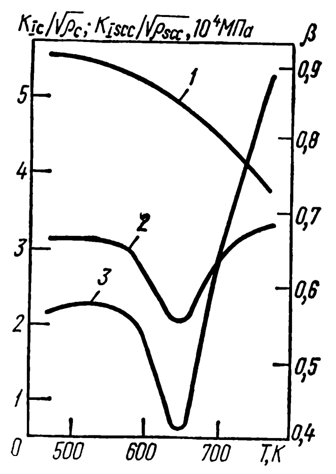



Рис. 10.7. Зависимость параметров $K_{Ic}/\sqrt{\rho_c}$ (*1*), $K_{Iscc}/\sqrt{\rho_{scc}}$ (*2*) и коэффициента β (*3*) от температуры отпуска стали 45ХН2МФА, испытанной в дистиллированной воде.

С учетом геометрии коррозионных трещин проведен также анализ кинетики СРТ указанной стали для двух температур отпуска (рис. 10.8). В координатах $v - K_I/\sqrt{\rho_{экв}}$ участок стабильной скорости СРТ при низкой температуре отпуска исчезает, а при высокой сохраняется, но становится менее протяженным. Как показал металлографический анализ морфологии трещин, для стали в состоянии отпускной хрупкости (650 К) характерно интенсивное ветвление трещин, а после отпуска при температуре 770 К ветвление незначительно, но имеет место сильное затупление трещины в достаточно широком диапазоне КИН. Совокупность этих результатов позволила заключить, что не только ветвление, но и затупление вследствие интенсивной пластической деформации в вершине распространяющейся трещины может предопределить независимость скорости СРТ от уровня номинальных значений КИН $K_I$. Образование сравнительно небольшого платообразного участка на диаграмме $v - K_I/\sqrt{\rho_{экв}}$ обусловлено, очевидно, определенной ограниченностью рассматриваемого подхода не учитывающего, в частности, увеличения расстояния от вершины трещины до зоны с максимальными растягивающими напряжениями. Последнее обстоятельство определяет условия транспорта водорода и накопления ее критической концентрации в зоне предразрушения, а также изменения электрохимических ситуаций в вершине трещины, зависящих от ее раскрытия.

## 10.3. Механизмы коррозионного роста трещин в конструкционных сталях

Наиболее полно исследовано воздействие на процесс растрескивания конструкционных сталей водных коррозионных сред. Выделяют три основных фактора влияния коррозионной среды на длительную статическую трещиностойкость материалов: адсорбционный, наводороживание материала вблизи вершины трещины и электрохимическую коррозию. Соответственно им рассматриваются и механизмы СРТ: адсорбционное понижение прочности, водородное охрупчивание и локальное анодное растворение.

Механизм адсорбционного понижения прочности — ведущий в коррозионном растрескивании низкопластичных материалов, характеризующихся высокими скоростями СРТ, что затрудняет реализацию других механизмов. В связи с этим принято считать, что испытания на кратковременную трещиностойкость (вязкость разрушения) должны выявить именно адсорбционное воздействие сред. В Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР экспериментально установлено [14, 22] уменьшение сопротивления развитию трещин в высокопрочных сталях в присутствии поверхностно-активных сред. В качестве модельных сред использовались обезвоженные спирты [23]. Так, при испытаниях низкоотпущенной стали 50Х в обезвоженном изобутиловом спирте обнаружено существенное понижение ее длительной статической трещиностойкости по сравнению с таковой в лабораторном воздухе, что проявилось в резком снижении ограниченной долговечности, уменьшении пороговых КИН $K_{Iscc}$ и повышении скорости СРТ [24]. Вместе с тем спирты как амфотерные вещества могут проявлять кислотные свойства [25] и, таким образом, наводороживать металл.

С целью предотвращения возможно наводороживания при СРТ предложено [26] использовать в качестве модельных поверхностно-активных

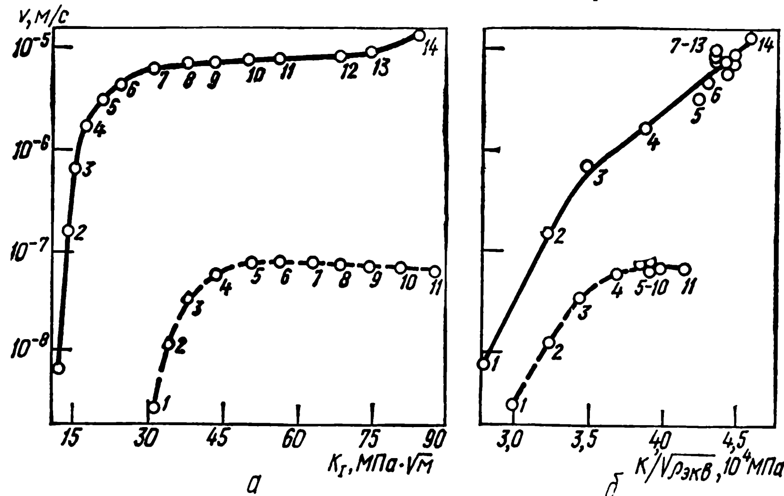



Рис. 10.8. Кинетические диаграммы СРТ стали 45ХН2МФА после отпуска при температуре 650 К (сплошные линии) и 770 К (штриховые) в координатах $v - K_I$ (*а*) и $v - K_I/\sqrt{\rho_{экв}}$ (*б*) (одинаково пронумерованные точки соответствуют идентичным значениям КИН $K_I$).

сред апротонные растворители, в частности диметилсульфоксид (ДМСО), которые характеризуются заметной протонофильностью и позволяют в определенной области потенциалов исключить наводороживание [25]. Адсорбционное влияние ДМСО оценено на ряде высокопрочных умереннолегированных сталей с мартенситной структурой с соблюдением требований, исключающих попадание влаги в рабочую среду. Выявлен докритический рост трещин в этих сталях при КИН $K_I$ существенно ниже критических $K_{Ic}$, хотя в вакууме они не склонны к замедленному разрушению. На основании сравнительных оценок влияния потенциала на кинетику СРТ и результатов поляризационных измерений сделан вывод, что механизм химической адсорбции предопределяет понижение сопротивления распространению трещины в ДМСО. Согласно представлениям о сильном адсорбционно-химическом взаимодействии ДМСО со сплавами на основе железа, хемосорбция растворителя обусловливается донорно-акцепторным взаимодействием его кислородного атома с металлом.

В присутствии протоно-донорных растворов коррозионное растрескивание высокопрочных сталей (в первую очередь с мартенситной структурой) обусловлено реализацией механизма водородного охрупчивания, что доказывает ряд факторов: преимущественно зернограничный характер разрушения, скачкообразный рост трещины, а также значение энергии активации и интенсификация СРТ при наложении катодной поляризации.

Низкоэнергоемкий зернограничный СРТ объясняется, с одной стороны, пониженной прочностью границ зерен, а с другой — благоприятными условиями для зернограничной диффузии водорода. Главные причины ослабления прочности границ зерен в низкоотпущенных сталях—наличие остаточных растягивающих напряжений, возникающих в результате мартенситного превращения, и повышенная концентрация примесных элементов вдоль границ. На важную роль примесей в водородном охрупчивании высокопрочных сталей указывают сравнительные испытания стали 4340 (типа 40ХН2М) промышленной выплавки и стали высокой чистоты того же основного состава [27]: пороговый КИН рафинированной стали увеличивается в 5 раз, а разрушение происходит внутризеренно. Это послужило основанием к выводу, что водородное охрупчивание у высокопрочных сталей проявляется в межзеренном разрушении только в том случае, когда границы зерен уже заранее ослаблены сегрегациями примесей.

Отражением склонности высокопрочных сталей к зернограничному растрескиванию служит также зернограничное ветвление трещин. Его можно считать универсальным явлением СРТ при коррозионном растрескивании высокопрочных сталей, однако в первую очередь оно характерно для сталей в состоянии отпускной хрупкости [18], когда степень водородного межзеренного охрупчивания наибольшая. Факторы, усиливающие водородное охрупчивание, как правило, интенсифицируют и ветвление трещины, поэтому не всегда следует ожидать их отрицательного влияния на коррозионную трещиностойкость сплавов в связи с релаксацией напряженного состояния, вызванного ветвлением [16].

Межзеренное скольное разрушение, объясняемое с позиций водородного механизма влияния среды, предполагает скачкообразный рост трещин. Исследование зависимости параметров скачкообразного СРТ (длины и частоты скачка) от условий испытаний (КИН $K_I$, температура испытаний, наложение потенциала и т. п.) важно с точки зрения выяснения кинетики водородного охрупчивания зоны предразрушения впереди вершины трещины. Согласно [28], в дистиллированной воде для стали 4340 (типа 40ХН2М), отпущенной при 520 К, скорость СРТ которой линейно возрастает с увеличением $K_I$, длина скачка трещины $\Delta l$ также линейно зависит от уровня $K_I$. Длина скачка трещины в этой же стали, отпущенной при

700 К, для которой характерна платообразная КДУР, постоянна и не зависит от текущего значения $K_I$. Вероятно [28], различия в зависимости длины скачка трещины $\Delta l$ от $K_I$ для двух исследуемых структурных состояний стали связаны с затуплением трещины из-за микроветвления, которое отражается на значении эффективного КИН. Повышение температуры испытаний не сказывается на длине скачка трещины, но приводит к увеличению частоты скачков, т. е. к уменьшению времени подготовки очередного акта локального разрушения.

Таблица 10.2. **Эффективная энергия активации процесса СРТ**

| Сталь | Условия испытания | $\Delta H$, кДж/моль |
|---|---|---|
| 40Х | Буферный раствор, pH 2 | 37,3—38,5 |
| 45ХН2МФА | Дистиллированная вода | 31,4—33,1 |
| | Раствор ДМСО+16 моль/л $HClO_4$ | 52,3—58,6 |
| после предварительного наводороживания | На воздухе | 24,7—26,8 |

Полагают, что контролирующая стадия процесса водородного охрупчивания высокопрочных сталей — диффузия водорода в зону предразрушения. Такая точка зрения основывается на температурных оценках кинетики разрушения, позволяющих подсчитать эффективную энергию активации $\Delta H$ коррозионного СРТ. Согласно таким оценкам [24, 29], $\Delta H \sim$ $\sim$ 37 кДж/моль, что совпадает с эффективной энергией активации диффузии водорода, электролитически введенного через стальную мембрану. Однако установлено [30], что для сталей с мартенсиной структурой значения эффективной энергии активации для предварительно наводороженных образцов и получаемые при коррозионном СРТ существенно отличаются (табл. 10.2). Поскольку СРТ в первом случае лимитируется стадией транспорта «внутреннего» водорода, то очевидно, что коррозионный СРТ контролируется поверхностными процессами на границе раздела металл — среда. Это подтверждается также различными значениями эффективной энергии активации, полученными при испытаниях стали 45ХН2МФА в таких разных по физико-химическим свойствам средах, как дистиллированная вода и кислый раствор ДМСО, поскольку замена одной протонодонорной среды на другую может повлиять только на условия протекания поверхностных процессов. Что же касается тождественности энергий активации процессов диффузии водорода и эффективной энергии активации коррозионного СРТ в высокопрочных сталях [24, 29], то в действительности последняя сравнивается не с энергией активации диффузии водорода, а с энергией активации его проникновения из электролита через металлическую мембрану. Водород в стали до температуры 470 К связан с несовершенствами кристаллической решетки (дислокациями, границами зерен) [31]. Энергия активации диффузии водорода в этом температурном диапазоне равна 25 кДж/моль, а сама диффузия контролируется отрывом атомов водорода от этих несовершенств. Энергия взаимодействия водорода с дислокациями близка к 25 кДж/моль [32]. Это дает основания полагать, что именно взаимодействие водорода с дислокациями лимитирует СРТ в предварительно наводороженной стали.

До недавнего времени считалось, что рост трещин по механизму водородного охрупчивания при воздействии водных сред возможен лишь в

том случае, если термодинамические условия в вершине трещины (pH и электродный потенциал) удовлетворяют уравнению водородного электрода на диаграмме Пурбе, т. е. реализуются условия разряда ионов водорода и их проникновение в металл. В ходе прямых измерений, а также модельных экспериментов и расчетов установлено, что электрохимическая ситуация в вершине трещины при испытании в водных растворах всегда благоприятствует наводороживанию. В частности, в нейтральных и слабощелочных растворах происходит подкисление среды в трещине, образованной в высокопрочной стали, вследствие процессов гидролиза продуктов коррозии [33], что предопределяет, согласно диаграмме Пурбе, возможность выделения водорода.

Исходя из этих представлений предложен [34] критерий старта (начала распространения) коррозионной трещины, связывающий между собой КИН $K_I$ и параметр $q$, определяемый на основании значений pH и электродного потенциала в вершине трещины и характеризующий (с точностью до постоянного множителя) количество водорода $q_0$, образовавшегося в вершине коррозионной трещины:

$$qK_I^m = B, \qquad (10.7)$$

где $m$ и $B$ — константы, характеризующие систему «металл — среда». Параметры $q_0$ и $q$ записываются выражениями

$$q_0 = Aq, \quad q = \int_{t_0}^{t_*} \eta(t)\, dt, \qquad (10.8)$$

где $A$ — константа; $t_0$ — время начала выделения водорода; $t_*$ — инкубационный период, предшествующий старту коррозионной трещины; $\eta = \varphi - \varphi_0$ — сдвиг электродного потенциала металла $\varphi$ в вершине трещины относительно потенциала равновесного водородного электрода $\varphi_0 = -(a + b\,\text{pH})$; $a$ и $b$ — константы; pH — водородный показатель среды в вершине трещины.

Согласно данному критерию старт коррозионной трещины в системе «материал — среда» происходит при достижении некоторой характерной критической комбинации значений параметров $K_I$ и $q$. С учетом последнего предложен [34] ускоренный расчетно-экспериментальный метод прогнозирования порогового КИН $K_{Iscc}$ на заданной базе испытаний $t_к$:

$$K_{Iscc} \leqslant \left[ B/\int_{t_0}^{t_к} \eta(t)\, dt \right]^{1/m}. \qquad (10.9)$$

Основой для вычисления параметра $q$, соответствующего выбранной базе испытаний, служат временные зависимости pH и электродного потенциала, полученные в вершине неразвивающейся трещины. Предложенный метод апробирован на высокопрочных сталях в нейтральных средах и показал удовлетворительное совпадение значений критического КИН $K_{Iscc}$, полученных с помощью зависимости (10.9) и традиционными экспериментальными методами (табл. 10.3).

Использование термодинамики равновесного водородного электрода не всегда оправдано, поскольку на ювенильных поверхностях вершины трещины условия неравновесны [36]. Этим объясняется экспериментально установленный факт подкисления раствора в растущей трещине путем дис-

социации воды на ювенильных поверхностях [16]. Автокаталитический характер взаимосвязи скорости роста трещины и pH в вершине трещины позволяет объяснить рост трещин в высокопрочных сталях в рамках гипотезы водородного охрупчивания при воздействии таких водных сред, из которых выделение водорода термодинамически невозможно. Вместе с тем высказываются соображения об ограниченности применения термодинамики водородного электрода для анализа возможности разряда ионов водорода и в равновесных условиях [37, 38].

Таблица 10.3. **Сопоставление значений критического КИН $K_{Iscc}$, рассчитанных по формуле (10.9), с экспериментальными**

| Система | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | | Литературный источник |
|---|---|---|---|
| | расчет | эксперимент | |
| Сталь 40ХН — дистиллированная вода | 13,9 | 13,0 | [34] |
| Сталь 40ХН — 0,5%-ный раствор NaCl | 11,6 | 11,5 | [34] |
| Сталь 40Х13 — 3%-ный раствор NaCl | 9,8 | 8,5 | [34] |
| Сталь 50Х — дистиллированная вода | 11,9 | 9,6 | [18] |
| Сталь 45ХН2МФА — дистиллированная вода | 11,9 | 9,0 | [18] |
| Сталь 40Х — дистиллированная вода | 10,8 | 11,5 | [35] |
| Сталь 40Х — 3%-ный раствор NaCl | 10,4 | 11,5 | [35] |

Согласно наиболее распространенной точке зрения [39, 40], водородный механизм влияния коррозионной среды проявляется в понижении уровня разрушающих напряжений. Это означает, что уменьшение сопротивления развитию трещины из-за водородного охрупчивания связано с реализацией силового критерия локального разрушения. Фрактографически это обычно отражается в межзеренном сколе, столь характерном для низкопластичных сталей с мартенситной структурой. С повышением пластичности сталей (которая достигается, например, за счет увеличения температуры отпуска) падает концентрация напряжений в вершине реальной трещины из-за ее затупления, вызванного текучестью материала. Соответственно ослабевает возможность накопления в зоне предразрушения критической концентрации водорода, достаточной для понижения сопротивления разрушению сколом. В конечном итоге при достаточной пластичности материала (за счет изменения, например, режима термообработки) ослабевающая диффузия водорода в удаляющуюся от вершины трещины зону предразрушения не может обеспечить спад уровня разрушающего напряжения, необходимого для реализации скола. В этих условиях решающее значение начинают приобретать деформационные процессы в вершине трещины, которые стимулируют анодное растворение. Таким образом, при определенном уровне пластичности материала происходит смена не только критерия разрушения (силового на деформационный), но и механизма влияния коррозионной среды (водородного охрупчивания на локальное анодное растворение).

Доказательства соответствия анодного механизма воздействия водной среды деформационному критерию разрушения получены при металлографическом анализе морфологии развивающейся трещины, соответствующей припороговому участку КДР, для хромоникельмолибденовой с а-

ли с сорбитотвердеющей структурой ($\sigma_{0,2} \sim 1100$ МПа). В 3 %-ном растворе NaCl старт коррозионной трещины в ней при низких припороговых значениях $J$-интеграла происходит по механизму локального анодного растворения [11]. При этом наложение катодной поляризации приводит к повышению порогового значения $J$-интеграла — $J_{Iscc}$. О механизме страгивания коррозионной трещины из устья усталостной трещины можно судить по ее профилю (рис. 10.9). Из вершины затупленной усталостной трещины прорастает коррозионная, образованная по механизму избирательного растворения. С появлением такой трещины в предварительно деформированном материале, в значительной мере исчерпавшем свой запас пластичности, повышается концентрация напряжений, что открывает возможности для дальнейшего СРТ по механизму водородного охрупчивания. При этом можно ожидать поэтапной смены механизма СРТ с локального анодного растворения на водородное охрупчивание, проявляющейся фрактографически в поочередном затуплении и заострении трещины.



Рис. 10.9. Морфология коррозионно-механической трещины в хромоникельмолибденовой стали.

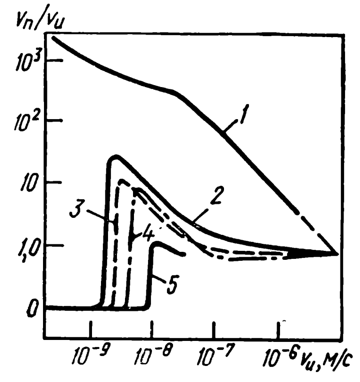



Рис. 10.10. Зависимость отношения скоростей СРТ после и до наложения катодной поляризации 500 мВ $v_п/v_и$ от исходной скорости $v_и$ при потенциале коррозии для сталей:
1 — 40Х0; 2 — 40Х1; 3 — 40Х3; 4 — 40Х6; 5 — 40Х13 [41].

На возможность реализации механизма локального анодного растворения, как ведущего механизма коррозионного роста трещин в припороговой области КИН, указывают экспериментальные исследования [41] касающиеся влияния катодной поляризации на кинетику коррозионного растрескивания конструкционных сталей. Так, при низких уровнях КИН и соответствующих им невысоких скоростях СРТ катодная поляризация ослабляет рост трещин в ряде хромистых сталей (рис. 10.10), а при высоких — наоборот, усиливает. Согласно предпосылке, что катодная поляризация подавляет процесс анодного растворения и усиливает водородное охрупчивание, неоднозначное ее влияние на кинетику СРТ обусловлено реализацией различных механизмов воздействия коррозионной среды: локального анодного растворения при низких и водородного охрупчивания при высоких КИН.

## 10.4. Масштабный эффект при оценке коррозионно-статической трещиностойкости сталей

В механике коррозионного разрушения имеет принципиальное значение вопрос о механических и геометрических условиях инвариантности параметров коррозионной трещиностойкости материалов, рассматриваемых в качестве характеристик заданной системы «материал — среда», не зависящих от типа и размера испытываемых образцов. При исследовании кратковременной трещиностойкости (вязкости разрушения) такие условия

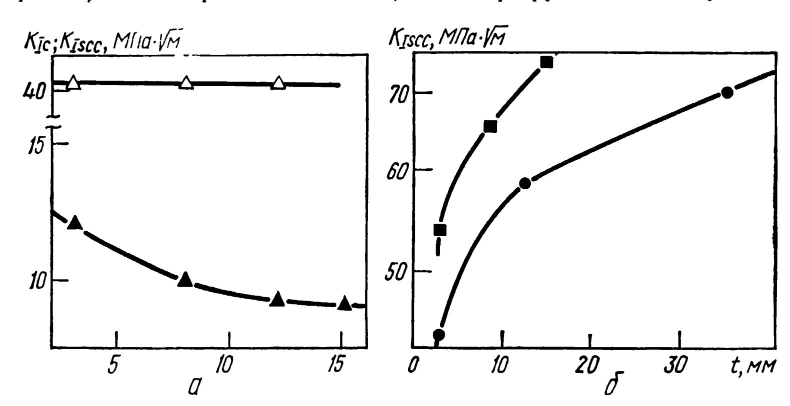



Рис. 10.11. Зависимость коэффициентов $K_{Iscc}$ (▲, ■, ●) и $K_{Ic}$ (△) от толщины $t$ испытываемых образцов из сталей 45ХН2МФА (▲, △), 20Х (■) и хромоникельмолибденовой стали (●):

▲, ■ — в дистиллированной воде; ● — в 3 %-ном растворе NaCl; △ — на воздухе.

четко установлены и регламентированы нормативными документами на механические испытания [42]. Вопрос об ограничениях, касающихся размеров, в частности толщины образцов $t$, которая обеспечила бы инвариантные параметры коррозионно-статической трещиностойкости как характеристики системы «материал — среда», является более сложным и не получил пока однозначной трактовки. Так, пороговые КИН $K_{Iscc}$ образцов, размеры которых удовлетворяют условиям корректной оценки критического КИН $K_{Ic}$, могут повышаться [43, 44], не изменяться [45, 46] и снижаться [47, 48] с увеличением толщины образцов.

Влияние масштабного фактора на коррозионно-статическую трещиностойкость конструкционных сталей 45ХН2МФА ($\sigma_{0,2}$ = 1790 МПа, $K_{Ic}$ = 41 МПа·$\sqrt{м}$), 20Х ($\sigma_{0,2}$ = 1150 МПа, $K_{Ic}$ = 124 МПа·$\sqrt{м}$) и типа 15ХН5МФ ($\sigma_{0,2} \sim$ 1100 МПа, $K_{Ic} \sim$ 170 МПа·$\sqrt{м}$), отличающихся по уровню прочности, пластичности и кратковременной трещиностойкости, исследовано в работах [11, 12, 49]. Для высокопрочной стали 45ХН2МФА с увеличением толщины образца пороговый КИН $K_{Iscc}$ уменьшается, хотя критический КИН $K_{Ic}$ не зависит от нее (рис. 10.11, *а*), что позволяет говорить о выполнении условия плоской деформации. При этом инвариантные минимальные значения порогового КИН $K_{Iscc}$ реализуются лишь при достижении

$$t \geqslant 500\,(K_{Iscc}/\sigma_{0,2})^2. \qquad (10.10)$$

Это свидетельствует о гораздо более жестких требованиях к размерам образцов при определении порога коррозионно-статической трещиностойкости по сравнению с принятыми при оценке критического КИН $K_{Ic}$. Полагают, что такое несоответствие условий достижения инвариантных значений кратковременной и коррозионно-статической трещиностойкости обусловлено процессом замедленной текучести (низкотемпературной ползучести) материала в вершине трещины, который реализуется в условиях длительного нагружения. Интенсивность замедленной текучести снижается с увеличением толщины, однако она проявляется даже в том диапазоне толщин образцов, в котором условие корректного определения $K_{Ic}$ выполняется. Поскольку процесс замедленной текучести приводит к дополнительному затуплению трещины, он отражается на реальной концентрации напряжений и соответственно пороговом КИН $K_{Iscc}$. В этой связи для оценки пороговых значений коррозионно-статической трещиностойкости, которые можно было бы считать характеристиками системы «металл— среда», необходимо соблюдать более жесткие ограничения по толщине образцов.

Таблица 10.4. **Коррозионно-статическая трещиностойкость хромоникельмолибденовой стали**

| $t$, мм | $J_{Iscc}$, кДж/м² | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $J^*_{Iscc}$, кДж/м² |
|---|---|---|---|
| 3 | 8,9 | 43,5 | 19,5 |
| 12 | 16,1 | 59,0 | 19,2 |
| 35 | 21,8 | 68,3 | 22,0 |

В более пластичных сталях (20Х и типа 15ХН5МФ) влияние толщины образцов на порог коррозионно-статической трещиностойкости (рис. 10.11, *б*) противоположно: пороговый КИН $K_{Iscc}$ повышается по мере увеличения толщины образца. При этом во всех случаях значения порогового КИН $K_{Iscc}$ соответствуют линейному участку диаграммы нагружения «нагрузка — раскрытие трещины», что формально подтверждает соблюдение условия плоской деформации. Длительные испытания при постоянной нагрузке сопровождаются явно выраженной замедленной текучестью материала в вершине трещины, более интенсивной в тонких образцах. Ее воздействие на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины оценивали методом $J$-интеграла: подсчитывали пороговое значение $J_{Iscc}$, реализуемое напосредственно после активного нагружения и после выдержки образца под нагрузкой в течение полной базы испытаний ($J^*_{Iscc}$). Отличия в значениях $J^*_{Iscc}$ для образцов хромоникельмолибденовой стали различной толщины несущественны (табл. 10.4). Следовательно, в первом приближении пороговое значение $J$-интеграла с учетом замедленной текучести в вершине трещины можно считать инвариантной характеристикой коррозионной трещиностойкости материала, не зависящей от толщины образцов. Раскрытие вершины трещины в образцах различных толщин практически одинаково (установлено металлографически), что обеспечивается замедленной текучестью материала в окрестности вершины трещины, приводящей к ее дополнительному затуплению. Кроме того, страгивание коррозионной трещины из вершины усталостной, затупленной вследствие длительного статического нагружения в коррозионной среде, происходит по механизму локального анодного растворения, которое в данном случае проявляется как фактор заострения трещины.

Качественно отличный характер влияния жесткости напряженного состояния на порог трещиностойкости в низко- и высокопластичных сталях связан с реализацией разных критериев локального разрушения и соответствующих им механизмов воздействия коррозионной среды. Рост

коррозионных трещин в низкопластичных сталях обусловлен водородным охрупчиванием, которое снижает уровень разрушающих напряжений в зоне предразрушения, что свидетельствует о реализации силового критерия локального разрушения. Усиление жесткости напряженного состояния в связи с увеличением толщины образцов приводит к ослаблению процесса замедленной текучести материала в вершине трещины, повышению концентрации напряжений и тем самым к понижению критического КИН $K_{Iscc}$. С повышением пластичности сталей понижается вероятность их водородного охрупчивания и превалирующим механизмом влияния коррозионной среды становится локальное анодное растворение, интенсивность которого зависит от уровня деформации материала в вершине трещины. В этой связи более правомерен деформационный критерий локального разрушения, основанный на постоянстве критической деформации материала в вершине трещины, характеризуемой критическим раскрытием ее вершины. Поскольку для одинакового уровня КИН раскрытие вершины трещины с уменьшением толщины образца увеличивается, то критическая деформация в тонком образце достигается при более низком пороговом КИН $K_{Iscc}$. Следовательно, в случае реализации силового критерия локального разрушения и водородного механизма влияния коррозионной среды независимые от толщины образцов пороговые значения коррозионно-статической трещиностойкости достигаются при выходе зависимости $K_{Iscc} - t$ на минимальные значения (см. рис. 10.11). В то же время при реализации деформационного критерия локального разрушения и анодного механизма влияния среды характерный для припорогового роста трещин в пластичных сталях инвариантный уровень пороговой трещиностойкости получается на максимуме зависимости $K_{Iscc} - t$ ($J_{Iscc} - t$). Указанные особенности позволяют по характеру зависимости параметра $K_{Iscc}$ ($J_{Iscc}$) от толщины образцов судить об актуальном критерии разрушения и механизме влияния коррозионной среды.

## 10.5. Кинетические диаграммы растрескивания конструкционных сталей

КДР — важный инструмент, необходимый при выяснении механизма разрушения, оценке характера влияния на трещиностойкость различных эксплуатационных факторов и ранжировке материалов. Анализ КДР нужен при разработке методов повышения коррозионно-статической трещиностойкости сплавов, а также при расчетах элементов конструкций на долговечность. В последнем случае приобретает принципиальное значение вопрос об инвариантности КДР, который является условием их использования для расчета ресурса работы и несущей способности изделий независимо от их конфигурации и начальных условий нагружения. В ряде работ обнаружены неоднозначности КДР в широком диапазоне актуальных значений КИН, начиная с пороговых и кончая критическими, соответствующими спонтанному разрушению образцов. Эта особенность кинетики СРТ четко проявляется в стали 50Х (отпуск при 470 К) при воздействии изобутилового спирта [50]. Как следует из рис. 10.12, ход зависимости $v - K_I$ в значительной степени опосредован начальными условиями нагружения, т. е. уровнем $K_{I0}$, при этом его повышение ведет к возрастанию скорости СРТ. Объясняется обнаруженная неоднозначность тем, что рост трещин сопровождается их ветвлением, при этом интенсивность ветвления для одинаковых КИН $K_I$ зависит от КИН $K_{I0}$: с повышением последнего она ослабевает. Это свидетельствует о взаимо-

связи между скоростью СРТ и степенью ветвления трещины. При более низкой стартовой скорости СРТ создаются благоприятные условия для интенсификации ветвления, что способствует повышению степени релаксации напряжений и торможению магистральной трещины.

Неоднозначность КДР может быть также вызвана предварительной экспозицией под нагрузкой образцов с трещинами. Так, выдержка в течение $10^4$ мин образцов из высокопрочной стали в насыщенном растворе $Ca(OH)_2$ с добавками хлорида при уровне КИН $K_I$ ниже $K_{Iscc}$ приводит к четырехкратному увеличению скорости СРТ по сравнению с таковой при обычном нагружении и соответственно при тех же значениях КИН $K_I$ [51].

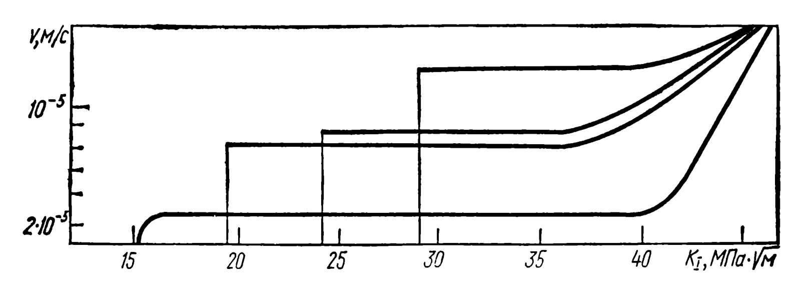



Рис. 10.12. Кинетика СРТ в стали 50Х (отпуск при 470 К) в изобутиловом спирте.

Кроме того, в первом случае рост трещин происходит без инкубационного периода, во-втором ему предшествует продолжительный инкубационный период (400 мин).

Для образцов стали 60ХС (отпуск при 720 К), подверженных предварительной выдержке под нагрузкой без воздействия коррозионной среды, в дистиллированной воде при различных начальных уровнях КИН $K_{I0}$ сняты кинетические диаграммы [50]. Предварительная выдержка не сопровождается СРТ, поскольку сталь 60ХС при отсутствии коррозионной среды вообще не склонна к замедленному растрескиванию. Вместе с тем предварительная экспозиция существенно понижает скорость СРТ в воде, что проявляется в сдвиге вправо зависимостей $v$ — $K_I$. Таким образом, и здесь выявилась неправомерность распространенного среди специалистов в механике разрушения мнения, что предыстория нагружения влияет на СРТ только в пределах вызванной этим нагружением ПЗ. Наряду с понижением скорости СРТ в таких образцах росту трещин предшествует инкубационный период. Выдержка образцов на воздухе в нагруженном состоянии, предшествующая испытаниям в коррозионной среде, обусловливает СРТ, сопровождающийся развитием интенсивного макроветвления (рис. 10.13). Это вызвано тем, что в процессе предварительного нагружения на воздухе происходит замедленная текучесть материала в вершине трещины, приводящая к ее затуплению и последующему развитию путем макроветвления при воздействии среды.

Возможной причиной неоднозначности КДР может быть не только сложная морфология растущих коррозионных трещин. Так, получены [52] неоднозначные результаты по кинетике СРТ в стали 40ХН (отпуск при 470 К) при воздействии дистиллированной воды (рис. 10.14). В то же время принудительная прокачка коррозионной среды, непрерывно циркулирующей в рабочей камере через полость трещины, привела к устранению неоднозначности КДР. Это дает основание считать причиной указан-

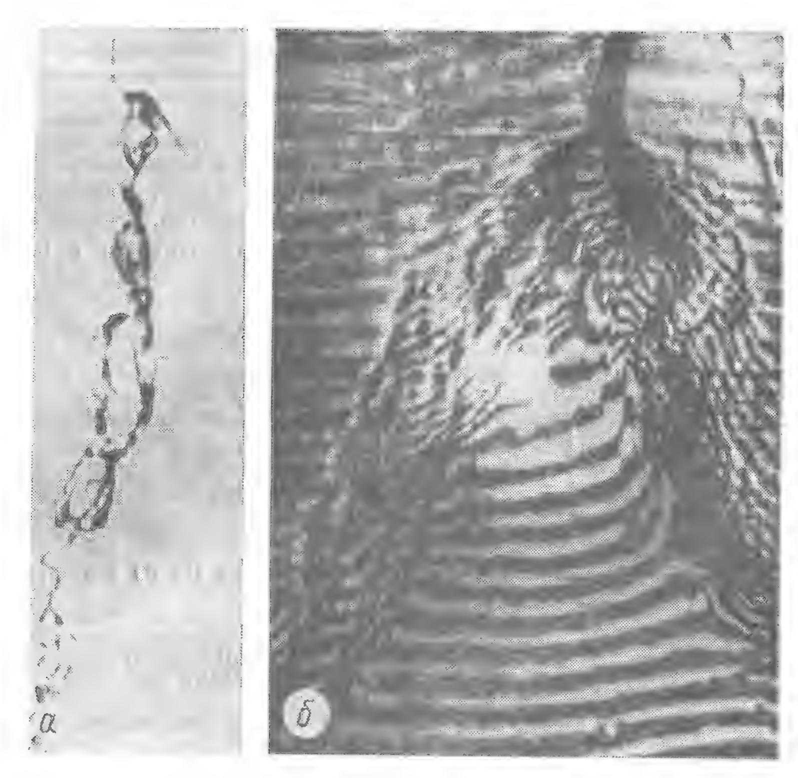



Рис. 10.13. Морфология трещин в стали 60ХС (отпуск при 720 К) при испытаниях в дистиллированной воде без предварительной выдержки (*а*) и после предварительной выдержки (*б*) образцов под нагрузкой.

ных кинетических эффектов различия в составе среды непосредственно в полости трещины и в рабочей камере.

Скорость СРТ зависит от толщины образцов, как правило, повышаясь с ее увеличением, т. е. с усилением жесткости напряженного состояния в зоне предразрушения. Однако, как и в случае определения критического КИН $K_{Iscc}$, соблюдение условия, обеспечивающего корректность определения критического КИН $K_{Ic}$, не является достаточным для получения инвариантной КДР [12].

КДР, характеризуя при заданных условиях нагружения систему «металл — среда», определяются, с одной стороны, структурным состоянием материала, а с другой — электрохимическими свойствами среды. Наблюдается общая закономерность монотонного уменьшения скорости СРТ с понижением прочности материалов. Влияние предела текучести ряда конструкционных сталей на кинетику разрушения видно из рис. 10.15 [53]: зависимость между скоростью СРТ и условным пределом текучести при фиксированном уровне КИН $K_I$ линейная. Однако иногда отмечается немонотонное изменение скорости роста трещины с изменением прочности легированных сталей, регламентируемой температурой отпуска

после закалки, что может быть связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости [54].

Характер КДР определяется типом структуры, формирующейся после закалки при отпуске. Так, если для низкоотпущенной высокопрочной стали 45ХН2МФА в широком диапазоне значений КИН $K_I$ прирост скорости роста трещины по мере увеличения КИН линейный, то с повышением

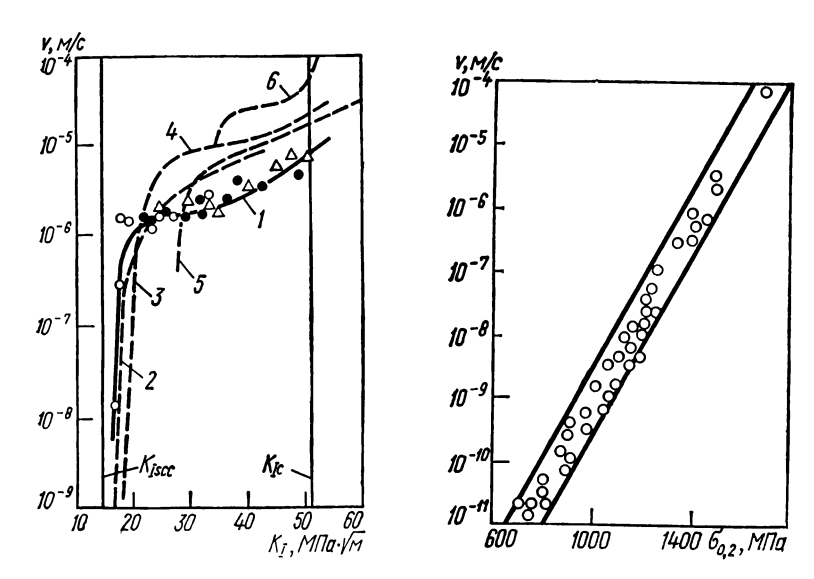



Рис. 10.14. Инвариантная (*1*) и неоднозначные (*2—6*) КДР стали 40ХН в дистиллированной воде, полученные при различных начальных уровнях нагружения:

*1* — $pH_в$ в вершине трещины поддерживается постоянным; *2—6* — $pH_в \neq const$ (разные точки соответствуют разным образцам).

Рис. 10.15. Зависимость скорости роста трещины, реализующейся на платообразном участке КДР для ряда сталей типа (26CrNiMOV, 20CrMoV, 22CrNi; 41CrNiMoVSi, 17Mn4, 22CrNiMo, 20NiMoMn, 15CrNiCuNb, 40CrMo, 15NiMn, 20CrNiMb, 17NiVMn, 55CrMn, 10CrMo9 при испытании в горячей (373 К) воде от их уровня прочности.

температуры отпуска на КДР появляется платообразный участок, указывающий на независимость скорости СРТ от уровня КИН $K_I$ (рис. 10.16) [18].

Преимущественно зернограничный характер СРТ в конструкционных сталях высокой и средней прочности обусловливает большое влияние на кинетику разрушения (как положительное [55], так и отрицательное [56]) величины и формы аустенитного зерна. Показано [48], что для тонких образцов увеличение размера зерен ослабляет, а для толстых — интенсифицирует кинетику разрушения. Весьма существенно снижается скорость СРТ в стали, термообработанной по режиму *B*, обеспечивающему зубчатую форму границ аустенитных зерен (рис. 10.17) [12], что вызвано сменой ведущего механизма СРТ с межзеренного на транcзеренный.

На кинетику КР сталей воздействует состав среды, ее температура и наложение внешней поляризации. Так, разрушение умереннолегированных сталей в водном растворе $H_2S$ значительно ускоряется по сравнению с таковым в воде (рис. 10.18) [57], это различие усиливается с понижением прочности материала. Существенно влияет состав коррозионной среды на кинетику СРТ в аустенитных сталях [58].

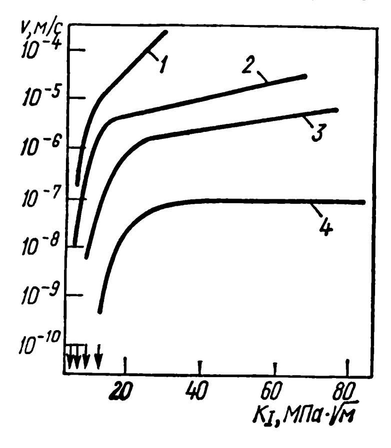
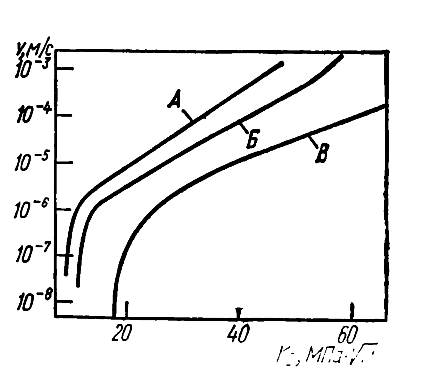



Рис. 10.16. КДР стали 45ХН2МФА, отпущенной при температуре 470 К (*1*), 650 (*2*), 690 (*3*) и 770 К (*4*), при испытаниях в дистиллированной воде.

Агрессивность коррозионных сред растет с повышением их температуры, что приводит к увеличению скорости СРТ [59]. При этом низкопрочные стали повышенной пластичности, которые, как правило, нечувствительны к КР при комнатной температуре, часто склонны к СРТ при повы-



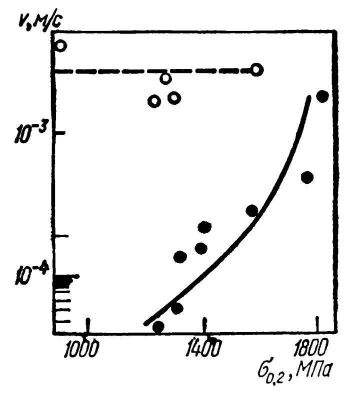




Рис. 10.17. КДР низкоотпущенной при 470 К стали 45ХН2МФА при испытаниях образцов, термообработанных по режиму *А* (закалка от 1130 К), *Б* (закалка от 1470 К), *В* (закалка от 1470 К, нагрев до 1130 К со скоростью 1—2 К/мин, повторная закалка).

Рис. 10.18. Зависимость скорости СРТ на платообразном участке КДР в сталях 30CrMnSiNi2, 30CrMnSi, 40CrNiMo, литая сталь 2G-18 cast steel от их уровня прочности при испытаниях в воде (●) и растворе $H_2S$ (○).

шенных температурах. Характерным примером служат нержавеющие аустенитные стали, подвергаемые воздействию растворов хлоридов. Умереннолегированные теплоустойчивые корпусные стали энергетических ре-

акторов также в ряде случаев проявляют склонность к СРТ при повышенных температурах в сравнительно малоактивных коррозионных средах типа реакторной воды борного регулирования [60].

Для сталей высокой и средней прочности, у которых коррозионный СРТ происходит по механизму водородного охрупчивания, наложение катодной поляризации приводит к интенсификации разрушения. Отрицательное влияние катодной поляризации наблюдается, например, на стали HY-180, которая не склонна к КР при отсутствии внешней поляризации (рис. 10.19) [61]. Наложение анодной поляризации также приводит к коррозионному СРТ в этой стали, однако скорость роста трещины в этом случае почти на два порядка ниже, чем при катодной поляризации. Это затрудняет однозначную индикацию механизма растрескивания по эффекту влияния внешней поляризации на кинетику СРТ.

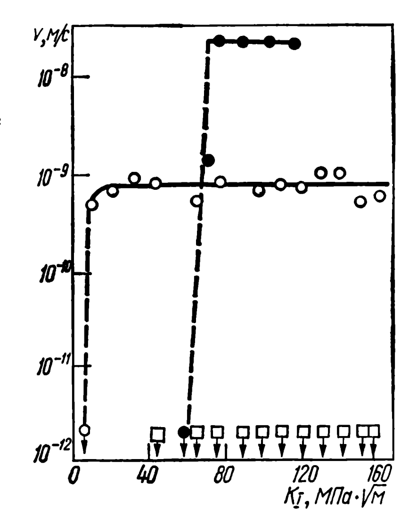



Рис. 10.19. КДР стали HY-180 (16Cr2Ni10MoCo14) в 3,5 %-ном водном растворе NaCl (pH 6,5) при наложении внешнего катодного потенциала:
○ — φ = —0,48 $В_{Ag/AgCl}$; ● — φ = —1,00 $В_{Ag/AgCl}$; □ — φ = —0,72 $В_{Ag/AgCl}$.

## 10.6. Пороги коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных материалов

Один из главных показателей работоспособности материала в изделии с позиций механики разрушения — пороговый КИН при коррозионно-статическом нагружении $K_{Iscc}$, характеризующий в условиях статического нагружения максимальный уровень КИН, при котором распространение трещины в заданной рабочей среде отсутствует.

В конкретной коррозионной среде пороговый КИН $K_{Iscc}$, а также другие механические свойства, определяющие прочность материала, зависят от химического состава и структуры используемых сплавов. Поэтому при выборе материалов для конкретных изделий их возможности по пороговому КИН $K_{Iscc}$ следует рассматривать в сочетании с важнейшими характеристиками прочности, в частности пределом текучести. Результаты сравнительного анализа по пороговому КИН $K_{Iscc}$ различных по прочности сплавов, отражающие в определенной мере их конкурентные возможности с учетом факторов химического состава и структуры, а также агрессивности рабочей среды, представлены в табл. 10.5 [62].

**Конструкционные** стали. Поскольку параметры коррозионной трещи-

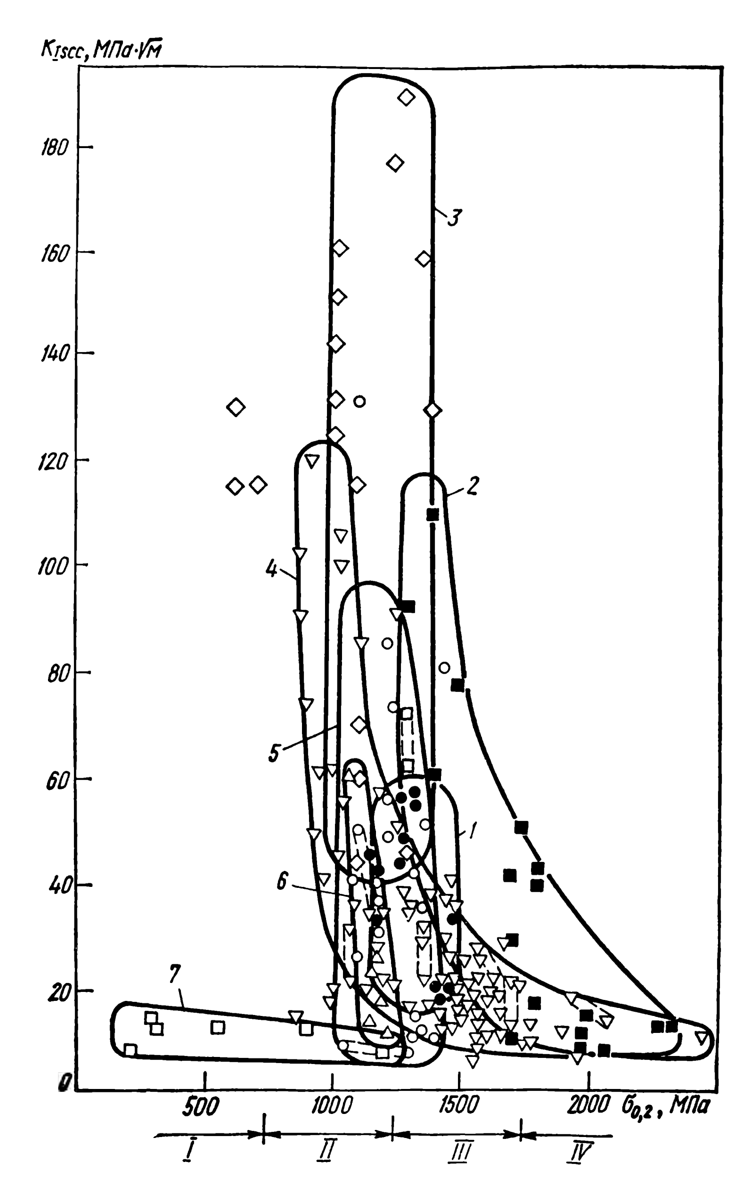



Рис. 10.20. **Зависимость порога коррозионно-статической трещиностойкости от условного предела текучести при испытании в водном растворе** NaCl высоколегированных никелем (*1*), мартенситостареющих (*2*), хромоникельмолибденовых (*3*), **умереннолегированных** (*4*), дисперсионно-твердеющих (*5*), мартенситных **нержавеющих** (*6*), а также аустенитных нержавеющих (*7*) сталей, **испытанных при повышенных температурах в воде, водных растворах** $MgCl_2$ и LiCl.

ностойкости определяются комплексно характеристиками системы «металл — среда», сравнительный анализ следует вести применительно к конкретной коррозионной среде, в качестве которой обычно служит водный раствор NaCl. Весьма обширный массив данных (рис. 10.20) можно условно разбить по группам прочности на четыре участка, которые соответствуют диапазонам, отмеченным по оси абсцисс. Сверхпрочные состояния ($\sigma_{0,2} > 1750$ МПа, IV группа) получают на средне- и высокоуглеродистых умереннолегированных и мартенситостареющих сталях. Для них характерен весьма низкий уровень порогового КИН $K_{Iscc}$. При одинаковом уровне прочности мартенситостареющие стали по пороговой трещиностойкости не обладают преимуществами по сравнению с умереннолегированными.

В диапазоне условного предела текучести 1250—1750 МПа (высокопрочные состояния, III группа) мартенситостареющие стали при одинаковом уровне прочности имеют в 2—2,5 раза большую коррозионную трещиностойкость, чем умереннолегированные. Среди мартенситостареющих сталей у сталей, содержащих 18 % Ni, показатели коррозионно-статической трещиностойкости выше, чем у сталей с 12 % Ni.

В диапазон условного предела текучести 750—1250 МПа (среднепрочные состояния, II группа) входят практически все классы сталей, включая высоколегированные коррозионно-стойкие. Он охватывает наибольшую область значений порогового КИН $K_{Iscc}$ — от самых низких (5—10 МПа$\cdot\sqrt{м}$) и до сверхвысоких (вплоть до 190 МПа$\cdot\sqrt{м}$), которые достигаются, очевидно, вследствие устранения чувствительности сталей к коррозионному росту трещин в морской воде. Судя по диаграмме (см. рис. 10.20), наилучшие показатели у хромоникельмолибденовых сталей типа HY [62], у которых благодаря вторичному твердению сочетание прочности, пластичности и пороговой коррозионной трещиностойкости оптимальное. Исходя из данных по параметру $K_{Iscc}$ установлено, что чрезмерно повышать в хромоникелевых сталях содержание никеля и хрома нецелесообразно, поскольку умереннолегированные углеродистые стали того же уровня прочности им практически не уступают по коррозионно-статической трещиностойкости. Однако низкохромистые стали с содержанием никеля до 12 % по сравнению с высокохромистыми дисперсионно-твердеющими, у которых содержание никеля не превышает 7—8 %, обладают более высоким уровнем $K_{Iscc}$.

В обоих типах сталей характеристики трещиностойкости по мере повышения содержания в них никеля ухудшаются. Так, изменение в составе высокохромистой стали (количество хрома колеблется от 14,5 до 16,5%) содержания никеля от 4,5 до 7 % приводит к понижению порогового КИН $K_{Iscc}$ с 130 до 10 МПа$\cdot\sqrt{м}$ при изменении условного предела текучести всего от 1100 до 1400 МПа [63].

Есть данные о положительном эффекте легирования никельсодержащих сталей кобальтом, который предположительно позволяет расширить их диапазон применимости вплоть до $\sigma_{0,2} = 1600$ МПа. Пороговая трещиностойкость нержавеющих мартенситных сталей находится практически на том же уровне, что и умереннолегированных углеродистых, и об их превосходстве с этих позиций говорить не приходится.

Материалы, предел текучести которых ниже 750 МПа, по своей трещиностойкости практически все пригодны для эксплуатации в водных растворах NaCl, поскольку они, как правило, не склонны к коррозионному росту трещин в морской воде.

В реальных условиях эксплуатации нержавеющих аустенитных сталей используются высококонцентрированные растворы LiCl, $MgCl_2$ при повы-

Таблица 10.5. **Пороговая коррозионно-статическая трещиностойкость конструкционных сплавов**

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| *Мартенситостареющие стали и сплавы* | | | | |
| 18 Ni—5 Mo—12 Co | 1720 | 101 | 49,5 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1990 | 98 | 13,2 | То же |
| | 2060 | 33 | 5,5 | » » |
| | 2280 | 46 | 11 | » » |
| | 2310 | 40 | 11 | » » |
| 18 Ni—8 Co | 1698 | 85 | <28 | » » |
| | 1683 | 72 | <40 | » » |
| | 1380 | 85 | <116 | » » |
| 18 Ni | 1380 | 130 | 110 | » » |
| | 1400 | 132,4 | 60,4 | » » |
| | 1482 | | 76,9 | » » |
| | 1780 | 123 | 15,8 | 0,6 моль/л раствор NaCl |
| | 1793 | 73,6 | 40,1±1,6 | Морская вода |
| 12 Ni—5 Cr—3 Mo | 1270 | 151,6 | 48,3 | Синтетическая |
| | 1305 | 133,9 | 54,9 | морская вода |
| 12 Ni | 1269 | ... | 65,9±5,5 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 1276 | ... | 82,3 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| 20 Fe—20 Co—15 Cr—5 Mo | 1970 | 50 | ~6 | 0,03 %-ный раствор NaCl |
| *Умереннолегированные стали* | | | | |
| 4340 (0,4 C—0,3 Si—0,65 Mn—0,7 Cr—1,7 Ni—0,2 Mo) | 896 | ... | 120,5 | 3,5 %-ный |
| | 1240 | ... | 91,2 | раствор NaCl |
| | 1255 | ... | 49,5 | То же |
| | 1276 | ... | 37,4 | » » |
| | 1300 | ... | 35,2 | Морская вода |
| | 1390 | 82 | 15,4 | 3,5-% ный |
| | 1420 | 71 | 14 | раствор NaCl |
| | 1424 | 135,2 | 37,4 | То же |
| | 1448 | ... | 28,6 | Морская вода |
| | 1450 | 61 | 11 | » » |
| | 1490 | 57 | 19,8 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1500 | ... | ~12,5 | То же |
| | 1551 | ... | 4,4 | Морская вода |
| | 1586 | ... | ... | » » |
| | 1655 | ... | 22±2,2 | 3,5 %-ный раствор NaCl |
| | 1590 | 91 | 26,4 | То же |
| | 1612 | 65,9 | 16,6 | » » |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| 4340(0,4C—0,3Si—0,65Mn—0,7Cr—1,7Ni—0,2Mo) | 1630 | 61 | 17,6 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1655 | 59 | 14,3 | То же |
| | 1660 | 57 | 17,6 | » » |
| | 1930 | ... | 14,3±2,2 | » » |
| | 2069 | ... | 14,3±2,2 | » » |
| SNCM 8 (0,37 C—0,2 Si—0,7 Mn—0,78 Cr—1,38 Ni—0,23 Mo) | 1360 | ... | 20,2—31 | » » |
| | 1470 | ... | 11,9 | » » |
| | 1560 | ... | 10,9 | » » |
| ASTM-AS 14/517 (0,22 C—0,27 Si—0,66 Mn—0,66 Mo) | 858 | 116 | 102,1 | » » |
| | 865 | 103,2 | 91,1 | » » |
| Mn—Si—Mo (0,3 C—1,45 Si—1,39 Mn—0,46 Cr—0,4 Ni—0,3 Mo) | 1520 | 90,5 | 24,2 | » » |
| Mn—Si—Cr—Ni—Mo (0,35 C—1,2 Si—1 Mn—1 Cr—1 Ni—0,3 Mo) | 1450 | 76,5 | 21,4 | » » |
| | 1540 | 87,2 | 19,0 | » » |
| | 1565 | 88,5 | 25,8 | » » |
| | 1680 | 91,4 | 27,9 | » » |
| 300M (0,44 C—1,6 Si—0,81 Mn—1,84 Ni—0,38 Mo) | 1700 | — | 11,5 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 1738 | 65,1 | 18,6 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1497 | 68,9 | 18,0 | |
| | 1497 | 88,5 | 18,5 | То же |
| 90 MnVB (0,89 C—0,24 Si—2,06 Mn—0,32 Cr) | 1530 | 27 | 13 | 0,5 моль/л раствор NaCl |
| | 1890 | 21 | 10—10,5 | То же |
| | 2450 | 19 | ~8,5 | » » |
| 30 CD 2 auB (0,28 C—0,33 Si—1,26 Mn—0,53 Cr—0,22 Mo) | 1090 | 127 | 35 | 0,6 моль/л раствор NaCl |
| | 1237 | 107 | 19 | |
| 61 S 7 (0,63 C—0,92 Si—2,02 Mn—0,2 Cr) | 1023 | 122 | 44 | То же |
| | 1208 | 65,5 | 21 | » » |
| 45 CD 4 (0,47 C—0,8 Si—0,24 Mn—1,06 Cr—0,24 Mo) | 924 | 48 | 41—48 | » » |
| | 947 | 110 | 61 | » » |
| | 1099 | 162 | 85—100 | » » |
| | 1168 | 53 | 27 | » » |
| | 1204 | 101 | 33 | » » |
| 45 ScD 6 (0,5 C—0,6 Si—1,7 Mn—0,65 Cr—0,22 Mo) | 964 | 40 | 40 | » » |
| | 995 | 160 | 61 | » » |
| | 1012 | 71 | 18 | » » |
| | 1180 | 112 | 33 | » » |
| 0,5 C—0,7 Mn—1,6 Si—0,4 Cr | 920 | ... | 100 | 3%-ный раствор NaCl |
| | 1355 | ... | 19,1 | |
| StE 90 (0,16 C—0,81Mn—0,3 Si—0,65 Cr—1,5 Ni—0,4 Mo—0,8 Cu) | 990 | ... | 80 | То же |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа$\cdot\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа$\cdot\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| StE 70 (0,16 C—0,87 Mn—0,24 Si—0,61 Cr—0,7 Ni—0,48 Mo—0,26 Cu) | 905 | ... | 90 | 3%-ный раствор NaCl |
| St 51 (0,18 C—1,47 Mn—0,26 Si—0,62 Mo—0,14 V) | 975 | ... | >104 | То же |
| St 47 (0,19 C—1,59 Mn—0,47Si—0,56 Mo—0,17V) | 635 | ... | >117 | » » |
| StE 70 (0,18 C—0,97Mn—0,59Si—0,21Mo) | 860 | ... | 132 | 3%-ный раствор NaCl, насыщенный $H_2S$ |
| 4130 0,33 C—0,35 Si—0,6 Mn—1 Cr—0,2 Mo) | 671 | ... | 57,1 | 3,5%-ный раствор NaCl, насыщенный $H_2S$ |
| | 676 | ... | 51,7 | |
| | 694 | ... | 61,5 | То же |
| | 703 | ... | 52,8 | » » |
| | 705 | ... | >74,7 | » » |
| | 711 | ... | 45,1 | » » |
| | 714 | ... | 57,1 | » » |
| | 716 | ... | 61,5 | » » |
| | 740 | ... | 60,4 | » » |
| | 741 | ... | 55,8 | » » |
| | 745 | ... | >63,7 | » » |
| | 747 | ... | >63,7 | » » |
| | 756 | ... | 59,3 | » » |
| | 756 | ... | 51,7 | » » |
| | 760 | ... | 55 | » » |
| | 761 | ... | 55 | » » |
| | 763 | ... | 48,4 | » » |
| | 766 | ... | 46,1 | » » |
| | 771 | ... | 50,6 | » » |
| | 776 | ... | 59,3 | » » |
| | 779 | ... | >681 | » » |
| 3911 (0,3 C—0,3 Si—0,7 Mn—1,2 Cr—0,1 Ni—0,3 Mo—0,2 Cu) | 660 | ... | 27 | Насыщенный раствор $H_2S$ |
| | 693 | ... | 27 | |
| 9749 (0,3 C—0,3 Si—0,6 Mn—1 Cr—0,6 Mo) | 704 | ... | 32,5 | То же |
| Mn—C (0,1 C—0,4 Si—1,5 Mn) | 431 | ... | 32,5 | » » |
| | 477 | ... | 31 | » » |
| | 477 | ... | 42,5 | » » |
| | 496 | ... | 29 | » » |
| | 505 | ... | 44,5 | » » |
| | 518 | ... | 44 | » » |
| 4130 (0,2 C—0,24 Si—0,5 Mn—0,016 S—0,017 P—1,0 Cr— | 640 | ... | 42,2 | » » |
| | 655 | ... | 42,4 | » » |
| | 670 | ... | 43,7 | » » |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| 0,76 Mo—0,021 Nb—0,0032 N—1,0 Ni—0,009 Al) | 675 | ... | 41,5 | Насыщенный раствор $H_2S$ |
| | 685 | ... | 32,9 | То же |
| | 690 | ... | 37,2 | » » |
| | 695 | ... | 29,3 | » » |
| | 710 | ... | 31,1 | » » |
| | 715 | ... | 36,7 | » » |
| | 715 | ... | 40,7 | » » |
| | 725 | ... | 24,1 | » » |
| | 730 | ... | 35,8 | » » |
| | 735 | ... | 35,8 | » » |
| | 740 | ... | 31,3 | » » |
| | 750 | ... | 29,7 | » » |
| | 750 | ... | 32,4 | » » |
| | 820 | ... | 24,7 | » » |
| | 835 | ... | 20,6 | » » |
| | 850 | ... | 20,7 | » » |
| | 860 | ... | 19,4 | » » |
| 4340 (0,4 C—0,3 Si—0,65 Mn—0,7 Cr—1,7 Ni—0,2 Mo) | 979 | ... | >100 | $H_2O$ |
| | 1251 | ... | 43,7 | » |
| | 1320 | ... | 28 | » |
| | 1381 | 65 | 15,5 | » |
| | 1424 | 135,2 | 37,4 | » |
| | 1500 | ... | 15,5 | » |
| | 1580 | ... | 11,8 | » |
| | 1612 | 65,9 | 16,6 | » |
| D 6 AC (0,5 C—0,7 Mn—0,25 Si—1 Cr—0,6 Ni—1 Mo) | 1550 | 137 | 37,4 | » |
| 30 Cr—Mn—Si—Ni 2 (0,3 C—1,1 Si—1 Mn—1 Cr—1,6 Ni) | 900 | ... | CPT не наблюдается | » |
| | 980 | ... | То же | » |
| | 1090 | ... | » » | » |
| | 1230 | ... | 80,6 | » |
| | 1300 | ... | 37,5 | » |
| | 1300 | ... | 55,2 | » |
| | 1350 | ... | 23,1 | » |
| | 1440 | ... | 31,6 | » |
| | 1560 | ... | 23,4 | » |
| | 1580 | ... | 18,6 | » |
| | 1620 | ... | 17,8 | » |
| | 1670 | ... | 18,7 | » |
| | 1740 | ... | 20,0 | » |
| | 1750 | ... | 16,0 | » |
| | 1760 | ... | 11,8 | » |
| SNCM 23 (0,2 C—0,1 Si—0,7 Mn—0,02 S—0,012 P—1,0 Cr—1,85 Ni—0,27 Mo—0,015 Al) | 1280 | ... | 26,3 | » |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| *Хромоникельмолибденовые стали* | | | | |
| HY-80 (0,14 C— | 617 | 130 | 130 | Синтетическая |
| 0,26 Si—0,3 Mn— | 618 | 115,3 | 115,3 | морская вода |
| 1,56 Cr—2,6 Ni— | 714 | 115,3 | 115,3 | То же |
| 1,46 Mo) | | | | |
| HY-130 (0,12 C— | 1100 | ... | 90—113 | 3,5%-ный |
| 0,28 Si—0,75 Mn— | | | | раствор NaCl |
| 0,57 Cr—4,95 Ni— | 1002 | 162,5 | 142,7 | То же |
| 0,46 Mo—0,065 V) | 1002 | 173,5 | 151,5 | » » |
| HY-180 (0,12 C— | 1291 | 200 | 45 | » » |
| 2,06 Cr—10 Ni— | | | | |
| 1,04 Mo—8 Co) | | | | |
| HY-180 M (0,16 C— | 1200 | ... | 60 | » » |
| 2,09 Cr—10 Ni— | | | | |
| 1,03 Mo—14 Co) | | | | |
| Cr—Ni—Mo | 1000 | ... | 124—161 | » » |
| 40 CDV 20 (0,35 C— | 1235 | 120 | 99—106 | » » |
| 0,95 Si—5 Cr— | 1580 | 31 | 8—13 | » » |
| 1 Mo—0,5 V) | 1620 | 36,5 | 14—18 | » » |
| | 1703 | 43 | 9,5—19,5 | » » |
| | 1706 | 51 | 34—39 | » » |
| 30 CND 8 (0,35 C— | 1063 | 77 | 31 | 0,6 моль/л |
| 0,35 Si—0,55 Mn— | | | | раствор NaCl, |
| 2 Cr—2 Ni— | | | | насыщенный $N_2$ |
| 0,39 Mo) | 1063 | 77 | 20 | 0,6 моль/л |
| | | | | раствор NaCl, |
| | | | | насыщенный $O_2$ |
| 35 NCD 16 (0,34 C— | 1295 | 101,5 | 15 | 3,5%-ный |
| 0,32 Si—0,39 Mn— | | | | раствор NaCl |
| 1,95 Cr—4,1 Ni— | 1382 | 79 | 23 | То же |
| 0,52 Mo) | 1416 | 78,5 | 14 | » » |
| | 1442 | 74,5 | 36 | » » |
| | 1466 | 73 | 14—25 | » » |
| | 1575 | 71 | 13,5—16,7 | » » |
| | 1581 | 60 | 7—12 | » » |
| *Дисперсионно-твердеющие стали* | | | | |
| PH 13—8 Mo (0,03 C— | 1230 | ... | 73 | Морская вода |
| 0,11 Si—0,1 Mn— | 1370 | ... | 51 | » » |
| 12,7 Cr—8 Ni— | 1435 | 81 | 81 | 3,5%-ный |
| 2,2 Mo—1,2 Al) | | | | раствор NaCl |
| 14—4 PH (0,046 C— | 1078 | 63 | 40 | То же |
| 0,35 Si—0,57 Mn— | 1220 | 97 | 30 | » » |
| 14,3 Cr—4,5 Ni— | 1245 | 37 | 17 | » » |
| 1,32 Mo—3,79 Cu) | | | | |
| 15—5 PH (0,05 C— | 1090 | 132 | 132 | » » |
| 0,5 Si—0,5 Mn— | 1180 | ... | ~36 | Морская вода |
| 15 Cr—5 Ni— | 1210 | 106 | 85 | 3,5%-ный |
| 3,7 Cu—0,35 Nb) | | | | раствор NaCl |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| PH 15—7 Mo (0,08 C—0,5 Si—0,8 Mn—15 Cr—7 Ni—2,5 Mo—1,2 Al) | 1340 | ... | ~14 | Морская вода |
| | 1410 | ... | ~10 | » » |
| 17—4 PH (0,05 C—0,5 Si—0,5 Mn—16,5 Cr—4,5 Ni—3,7 Cu—0,35 Nb) | 1090 | 131 | 131 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1215 | 56 | 56 | То же |
| | 1330 | ... | ~41 | Морская вода |
| 17—7 PH (0,08 C—0,5 Si—0,8 Mn—17 Cr—7 Ni—1,2 Al) | 1340 | ... | ~10 | » » |
| AM 355 (0,13 C—0,25 Si—0,95 Mn—15,5 Cr—4,3 Ni—2,75 Mo) | 1050 | ... | ~8 | » » |
| | 1110 | ... | ~25 | » » |
| | 1100 | ... | ~50 | » » |
| | 1190 | ... | ~30 | » » |
| | 1300 | ... | ~7 | » » |
| AM 362 (0,02 C—0,2 Si—0,3 Mn—14,5 Cr—6,5 Ni—0,8 Ti) | 1210 | 44 | 30 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1360 | 33 | 11 | |
| Castom 455 (0,02C—0,25 Si—0,25 Mn—11,5 Cr—8 Ni—2 Cu—0,3 Nb—1 Ti) | 1695 | 79 | 79 | То же |
| *Мартенситные нержавеющие стали* | | | | |
| AISI 1420 (0,3 C—13Cr) | 283 | 78,5 | 66,5 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 1151 | 48,1 | 23,1 | То же |
| | 1193 | 35,5 | 25,3 | » » |
| | 1207 | 40,4 | 17,0 | » » |
| 0,1 C—13 Cr | 1080 | ... | 60 | » » |
| 0,2 C—13 Cr | 1160 | ... | 12,6 | » » |
| 0,21 C—13 Cr | 1160 | ... | 12—18 | » » |
| 0,3 C—13 Cr | 1230 | ... | ~9,7 | » » |
| 0,3 C—12 Cr | 1230 | ... | <25,3 | » » |
| 0,3 C—11 Cr | 1230 | ... | 18—19 | » » |
| *Высоколегированные никелем стали* | | | | |
| 12 Ni—5 Cr—3 Mo | 1181 | 132,8 | 41,7 | Синтетическая морская вода |
| | 1270 | 119,7 | 43,9 | То же |
| | 1270 | 151,5 | 48,3 | » » |
| | 1298 | 101 | 54,9 | » » |
| | 1305 | 133,9 | 54,9 | » » |
| | | 93,3 | 57 | » » |
| | | 104,3 | 47,9 | » » |
| 10 Ni—2 Cr—1 Mo—8 Co | 1236 | 237,1 | 177,9 | » » |
| | 1257 | 233,7 | 191 | » » |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| 10Ni—2Cr—1Mo—8Co | 1332<br>1373 | 198,7<br>176,8 | 159,2<br>129,5 | Синтетическая морская вода |
| | | *Аустенитные нержавеющие стали* | | |
| 300 L (0,03 C—0,5 Si—1,7 Mn—19 Cr—9,5 Ni) | 206 | ... | 8 | 42%-ный раствор $MgCl_2$ при 400 K |
| 316 (0,07 C—0,89 Si—1,58 Mn—16,85 Cr—12,8 Ni—2,03 Mo) | 534<br>903 | ...<br>... | 12<br>12 | 44,7%-ный раствор $MgCl_2$ при 427 K |
| 18 Cr—10 Ni—0,5 Ti—0,5 C—18 Mn—5Cr | 318 | ... | 12,5 | 46%-ный раствор LiCl |
| | 1200 | 146 | 7 | $H_2O$ при 296 и 363 K |
| | | *Титановые сплавы* | | |
| ВТ-4 (α+β) | 700 | ... | 48,1 | 0,5 моль/л раствор NaCl |
| Ti—7 Al—3 Mo | 717 | ... | 49,5 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| Ti—8 Al—1 Mo—1 V | 745 | ... | 41,8 | То же |
| Ti—7 Al—2 Nb—1 Ta | 759 | 93,3 | 26,3 | » » |
| Ti—8 Al—1 Mo—1 V | 769 | 131,7 | 49,4 | » » |
| Ti—4 Al—3 Mo—1 V | 806 | 80 | 53 | 3%-ный раствор NaCl |
| Ti—8 Al—1 Mo—1 V | 848 | ... | 26,4 | То же |
| ВТ20 (псевдо α) | 870 | ... | 49,6 | 0,5 моль/л раствор NaCl |
| ВТ15 (β) | 880 | ... | 36,6 | То же |
| ВТ3-1 (α+β) | 900 | ... | 15,5 | » » |
| Ti—8 Al—1 Mo—1 V | 931 | ... | 18,7—3,3 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| Ti—6 Al—4 V (α+β) | 945 | 104,4 | 104,4 | 3%-ный раствор NaCl |
| Ti-38-6-44 (β) (5,7 Cr—4,03 Mo—0,03 C—8 V—3,3 Al—0,10 O—3,82 Zr) | 1265 | ... | 37,9 | То же |
| | | *Алюминиевые сплавы* | | |
| 7075-T651 (2,5 Mn—0,2 Cr—1,5 Cu—0,14 Si—5,9 Zn—0,2 V) | 460<br>489<br>489 | 22,4—19,6<br>26,7—24,3<br>23,1 | 15,5—22,4<br>12—22<br>12 | 3,5%-ный раствор NaCl<br>0,5 моль/л раствор NaCl с буферирующими добавками (pH 4) |
| | 500 | 25 | 20 | 3,5%-ный раствор NaCl |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| | 522 | 24,2 | 7 | 0,5 моль/л раствор NaCl с буферирующими добавками (pH 4) |
| | 552 | 25 | 21 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| 7075-T7351 | 382 | 25 | 25 | То же |
| | 492 | 22 | 22 | » » |
| | 429 | 24,3 | 10÷15 | 0,5 моль/л раствор NaCl с буферирующими добавками (pH 4) |
| 7075 (0,3 Mn—0,3 Cr—1,5 Cu—2,5 Mg—5,5 Zn—0,7 Fe—0,2 Ti—0,5 Si) | 414 | ... | 15,8 | 3,5%-ный раствор NaCl |
| | 434 | 31,1 | ~6 | |
| | 469 | 28,9 | ~5 | То же |
| | 490 | ... | 4,94 | » » |
| | 503 | 26,7 | 7÷11 | » » |
| | 531 | ... | 7,5 | » » |
| | 540 | ... | 3,11 | » » |
| | 545 | ... | 4,36 | » » |
| 2014T6 (0,8 Mn—0,1 Cr—4,4 Cu—0,5 Mg—0,7 Fe—0,8 Si) | 414 | 23,3 | 5 | » » |
| 2219T87 (0,3 Mn—6,3 Cu—0,1 V—0,2 Zr—0,2 Si) | 393 | 27,8 | 5,5 | » » |
| 2024 (0,6 Mn—0,1 Cr—4,4 Cu—1,5 Mo—0,5 Fe—0,5 Si) | 310 | 22,2 | 7 | » » |
| | 455 | 17,8 | 20,5 | » » |
| 2124 (0,6 Mn—0,1 Cr—4,4 Cu—1,5 Mg—0,25 Zn—0,3 Fe—0,2 Si) | 441 | 30,8 | ~12 | » » |
| 2048 (0,4 Mn—3,3 Cu—1,5 Mg—0,25 Zn—0,2 Fe—0,15 Si) | 420 | 34,7 | ~18,5 | » » |
| Avior (4,6 Cu—0,4 Mg—1,4 Zn—0,05 Fe—0,05 Si—0,8 Ag) | 441 | 36,3 | ~5,5 | » » |
| 7039 (0,27 Mn—0,2 Cr—2,8 Mg—4,0 Zn) | 372 | 44 | ~4 | » » |

| Материал | $\sigma_{0,2}$, МПа | $K_{Ic}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{Iscc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | Среда |
|---|---|---|---|---|
| 7178 (0,3 Cr—2,0 Cu—2,7 Mg—6,8 Zn—0,5 Fe—0,4 Si) | 503 | 28,9 | 5 | 3,5 %-ный раствор NaCl |
| LC (0,33 Mg—0,4 Cr—1,77 Cu—2,11 Mg—5,24 Zn) | 530 | ... | ~13,5 | То же |

шенной температуре. Имеются весьма немногочисленные данные, касающиеся работоспособности этих сталей в горячей воде [58, 64, 65], которые свидетельствуют о весьма низком пороговом КИН $K_{I_{scc}}$ (7—12 МПа·$\sqrt{м}$) в широком диапазоне прочности: от 250 до 1200 МПа (см. рис. 10.20). Таким образом, преимущества по трещиностойкости высокопрочных нержавеющих сталей по сравнению с традиционными умереннолегированными сталями весьма проблематичны. Их основные превосходства определяются повышенным сопротивлением образованию дефектов (питтингов и трещин), которые обусловлены присущей им значительной способностью к пассивации.

Испытания ряда хромоникельмолибденовых сталей в горячем (380 К) 22 %-ном растворе NaCl выявили сильное влияние на порог трещиностойкости содержания молибдена и никеля [53]. Так, повышение содержания молибдена в аустенитных сталях наряду с улучшением характеристик

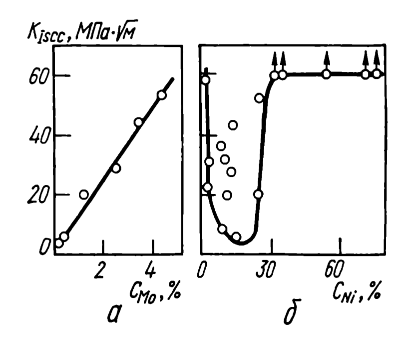



Рис. 10.21. Зависимость пороговой трещиностойкости хромоникельмолибденовых сталей от содержания молибдена (*а*) и хромоникелевых сталей от содержания никеля (*б*), испытанных в аэрированном 22 %-ном водном растворе NaCl при температуре 370 К.

сопротивления питтингообразованию ощутимо увеличивает порог их трещиностойкости (рис. 10.21, *а*).

В случае никеля картина сложнее (рис. 10.21, *б*). Левая часть зависимости характеризует сопротивление субкритическому росту трещин ферритных безникелевых нержавеющих сталей, правая — аустенитных сплавов с высоким содержанием никеля. Резкое уменьшение порогового КИН $K_{I_{scc}}$ наблюдается в довольно широком диапазоне концентраций никеля, который характерен именно для широко используемых аустенитных нержавеющих сталей типа 18 % Cr — 8 % Ni, что позволяет рекомендовать им на замену ферритные нержавеющие стали или же высоконикелевые аустенитные сплавы.

**Титановые и алюминиевые сплавы.** Конкурентные возможности сталей и титановых и алюминиевых сплавов выявляются сравнением диаграмм этих сплавов [62]. По пороговой коррозионно-статической трещиностойкости титановые сплавы не превосходят стали и даже уступают им (рис. 10.22). Таким образом, высокая пассивационная способность титановых сплавов определяет их весомые преимущества только на стадии зарождения трещиновидных дефектов. Алюминиевые сплавы по характеру локализации области $K_{I_{scc}}$ — $\sigma_{0,2}$ также уступают всем другим сплавам. Вероятно,

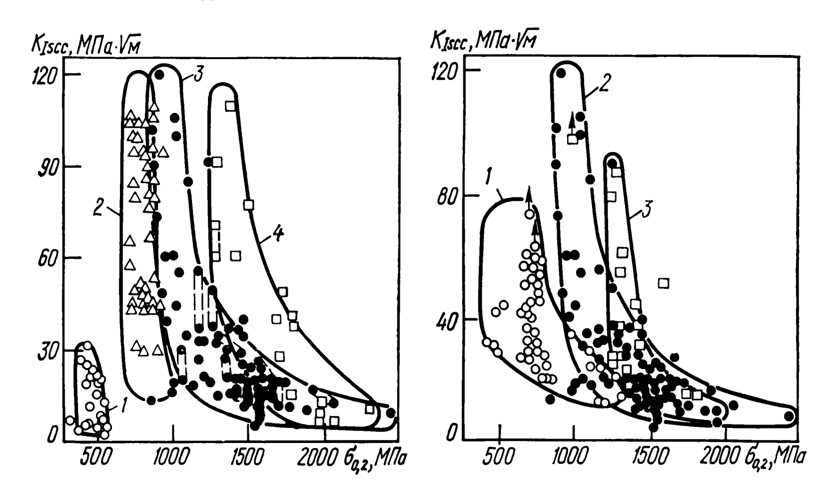



Рис. 10.22. Зависимость порога коррозионно-статической трещиностойкости от условного предела текучести для испытанных в водных растворах NaCl алюминиевых (*1*), титановых (*2*), сплавов, умереннолегированных (*3*) и мартенситостареющих (*4*) сталей.

Рис. 10.23. Сравнительная оценка влияния водного раствора $H_2S$ (*1*), водного раствора NaCl (*2*) и дистиллированной воды (*3*) на пороговую трещиностойкость умереннолегированных сталей различной прочности.

более адекватную характеристику конкурентной способности легких сплавов можно получить после приведения диаграммы к удельному показателю прочности с учетом плотности сталей и рассматриваемых легких сплавов.

**Фактор состава коррозионной среды.** Ранее считалось [66], что при реализации механизма водородного охрупчивания пороговый КИН $K_{I_{scc}}$, в отличие от скорости роста трещины, не зависит от состава коррозионной среды. Однако в умереннолегированных конструкционных сталях, находящихся в дистиллированной воде, водном растворе NaCl (или в морской воде) и в воде, содержащей сероводород, существует только нижняя граница трещиностойкости (4—10 МПа·$\sqrt{м}$), практически не зависящая от типа коррозионной среды (рис. 10.23). Диапазон предела текучести, для которого характерны столь низкие значения порогового КИН $K_{I_{scc}}$, существенно зависит от агрессивности среды (с позиций водородного охрупчивания) и является наиболее широким при воздействии сероводорода. Таким образом, расширение возможностей для реализации механизма во-

дородного охрупчивания оказывает существенное влияние на снижение пороговой коррозионно-статической трещиностойкости сталей.

Уровень прочности сталей, при котором они становятся нечувствительными к статическому растрескиванию, существенно зависит от типа среды (см. рис. 10.23). Для дистиллированной воды он равен примерно 1250 МПа и для раствора NaCl 850 МПа. При наличии в воде растворенного сероводорода круто восходящая полоса сдвигается на 500 МПа в сторону низкопрочных состояний. Это свидетельствует о необходимости понижения прочности стали в изделиях, работающих в морской воде, а тем более в контакте с сероводородом.

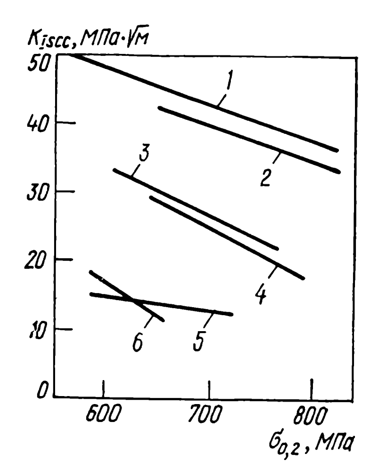



Рис. 10.24. Зависимость порога коррозионно-статической трещиностойкости от условного предела текучести для хромистых сталей, испытанных в водном растворе $H_2S$:

*1* — $2^{1/4}$ Cr—1 Mo; *2* — 1 Cr—1 Mo; *3* — 3 Cr—1 Mo; *4* — 5 Cr—3/4 Mo; *5* — 12 Cr; *6* — сталь типа 9 Cr—1 Mo.

В металловедении актуален вопрос о применении в сероводородсодержащих средах высокохромистых сталей. Согласно [67], пороговый КИН $K_{Iscc}$ ряда хромистых сталей в растворе $H_2S$ существенно снижается по мере увеличения содержания хрома в стали (рис. 10.24).

## 10.7. Некоторые способы повышения коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных сталей

В настоящее время широко используются способы повышения коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных сплавов, основанные на их рациональной термообработке и эффективном легировании, а также на применении ингибиторов.

В сталях, упрочненных закалкой, коррозионная трещиностойкость максимальна после высокого отпуска. В области высокопрочных состояний, реализуемых после низкого отпуска, стали имеют крайне низкие сопротивления СРТ, оцениваемые как по пороговым КИН $K_{Iscc}$, так и по кинетике разрушения в целом.

Преимущественно зернограничный характер коррозионного роста трещин в высокопрочных умереннолегированных сталях в припороговой области нагружения обусловливает влияние на пороговый КИН $K_{Iscc}$ размера и формы аустенитных зерен. Так, для высокопрочных мартенситных сталей увеличение размера аустенитного зерна путем перегрева приводит к некоторому повышению порогового КИН $K_{Iscc}$ [12, 28]. Двухступенчатая термообработка, обеспечивающая укрупнение аустенитного зерна и деформирование за счет проявления структурной наследственности усложненных зубчатых границ зерен, подавляет зернограничное разруше-

ние и преимущественно внутризеренный рост трещины, что вызывает резкое повышение порогового КИН $K_{Iscc}$ [12]. Поэтому такой способ усложнения морфологии границ зерен можно рекомендовать в качестве эффективной меры устранения межзеренного разрушения и повышения коррозионной трещиностойкости низкоотпущенных сталей. Благоприятно влияет на коррозионно-статическую трещиностойкость высокопрочных сталей ВТМО, в основе которой лежит прежде всего субструктурное упрочнение сталей [68].

Отдельные структурные составляющие обеспечивают сопротивление росту коррозионных трещин следующим образом. Крайне низкой коррозионной трещиностойкостью обладает неотпущенный и двойникованный

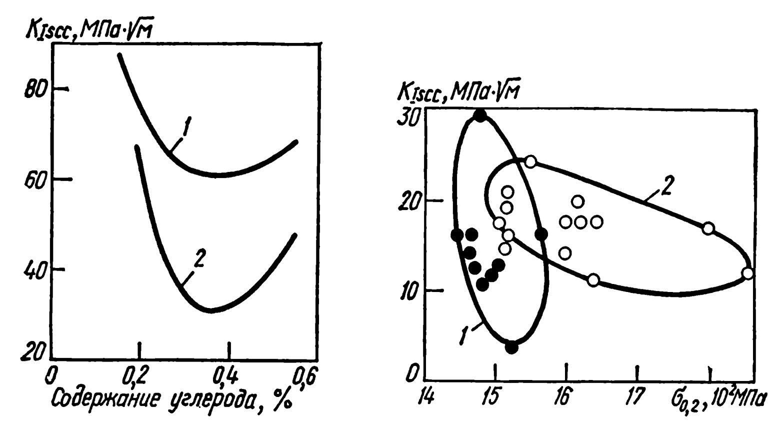



Рис. 10.25. Влияние содержания углерода на пороговый КИН $K_{Iscc}$ стали типа 4340, испытанной в 3,5 %-ном водном растворе NaCl:
*1* — $\sigma_{0,2}$=1210 МПа; *2* — $\sigma_{0,2}$=1370 МПа.

Рис. 10.26. Зависимость порога коррозионно-статической трещиностойкости от условного предела текучести для сталей 4340:
*1* — основной состав; *2* — легированная кремнием сталь.

мартенсит [69, 70], остаточный аустенит [54] ослабляет чувствительность стали к влиянию коррозионной среды. Последнее можно объяснить с позиций механизма водородного охрупчивания: коэффициент диффузии водорода в аустените с гранецентрированной кубической решеткой на три-четыре порядка ниже, чем в мартенсите с объемно-центрированной решеткой [71]. Так как это отражается на условиях транспорта и накопления водорода в зоне предразрушения, можно предположить, что трещины, распространяющиеся в мартенсите, тормозятся на границе с водородостойким остаточным аустенитом. В меньшей мере изучена роль бейнита в коррозионной трещиностойкости сталей. Согласно [69, 70], наибольшую стойкость к коррозионному разрушению имеют смешанные структуры мелкодисперсного бейнита и феррита, в которых реализуется вязкий микромеханизм разрушения путем коалесценции микропустот.

Термообработка приобретает также важное значение как фактор повышения несущей способности строительных сталей. Показана [72, 73] возможность повышения параметров коррозионной трещиностойкости сталей 09Г2Д и Ст.3 путем закалки как с отдельного, так и с прокатного нагрева. В последнем случае в определенной степени сохраняется эффект ВТМО.

Для управления коррозионно-статической трещиностойкостью сталей с использованием металлургического фактора важно выяснить роль углерода, поскольку требуемый уровень прочности в умереннолегированных сталях достигается главным образом варьированием его содержания и режимов отпуска после упрочнения закалкой. Зависимость порогового

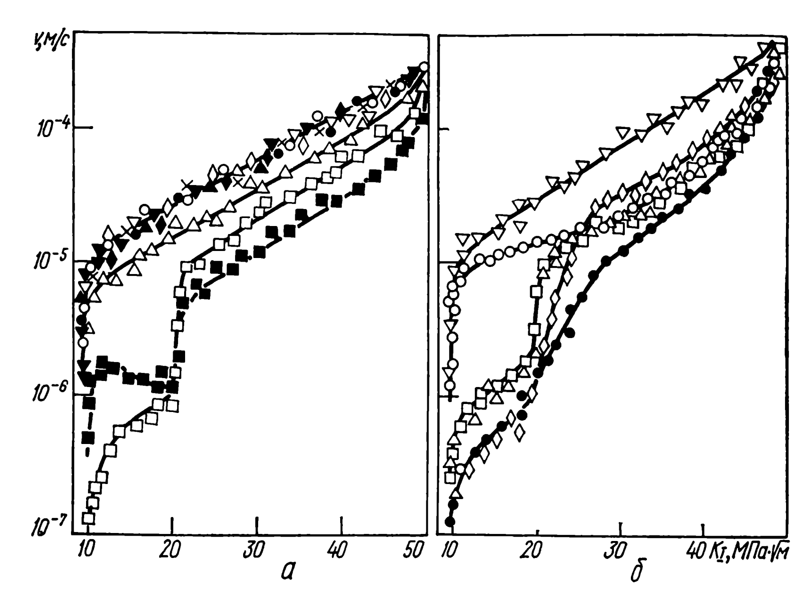



Рис. 10.27. Кинетические диаграммы СРТ стали 45ХН2МФА (отпуск при 470 К) в дистиллированной воде и водных растворах традиционных органических (0,1 моль/л) и неорганических (0,01 г-экв/л) ингибиторов коррозии (*а*), а также типа ИРТ (0,01 г-экв/л) (*б*):

*а*) ×—дистиллированная вода; ○ —тиомочевина; ◆—моноэтаноламин; ▼ — бензоат натрия; ◇—уротропин; ●—$PO_4^{-3}$; ▲ —$CrO_4^{-2}$; ▽ —$Cr_2O_7^{-2}$; △— $Cu^{+2}$; □ —$NO_2^-$; ■—$NO_3^-$; *б*) ▽—дистиллированная вода; ○ —ИРТ-1; △ —ИРТ-2; □ —ИРТ-3; ◇—ИРТ-4; ●—ИРТ-5.

КИН $K_{I_{scc}}$ от содержания углерода при постоянном пределе текучести носит немонотонный характер [33, 74]: первоначальное резкое падение порогового КИН $K_{I_{scc}}$ при увеличении количества углерода в стали до 0,30—0,35 % сменяется более плавным возрастанием его при дальнейшем повышении содержания углерода (рис. 10.25). Вероятно, при выбранных уровнях прочности исследуемых сталей минимальное значение порогового КИН $K_{I_{scc}}$ соответствует термообработке, обусловливающей проявление отпускной хрупкости.

Данные о коррозионно-статической трещиностойкости стали 4340 в 3,5 %-ном растворе NaCl представлены на рис. 10.26 [62]. В стали, дополнительно легированной кремнием (до 2 %), требуемый уровень порогового КИН $K_{I_{scc}}$ может быть реализован при более высоком значении предела текучести.

Существенно повысить пороговый КИН $K_{Iscc}$ низкоотпущенных сталей с мартенситной структурой можно легированием титаном и бором [75], которые значительно упрочняют границы исходных аустенитных зерен. Такое легирование наиболее эффективно в том случае, когда есть опасность зернограничного разрушения, т. е. при КР низкоотпущенных сталей, наиболее чувствительных к водородному охрупчиванию.

В последние годы получены положительные результаты, касающиеся разработки и использования ингибиторов для повышения коррозионно-статической трещиностойкости сталей [76—80], которые опровергают сложившееся ранее мнение [33, 81, 82] о бесперспективности ингибиторной

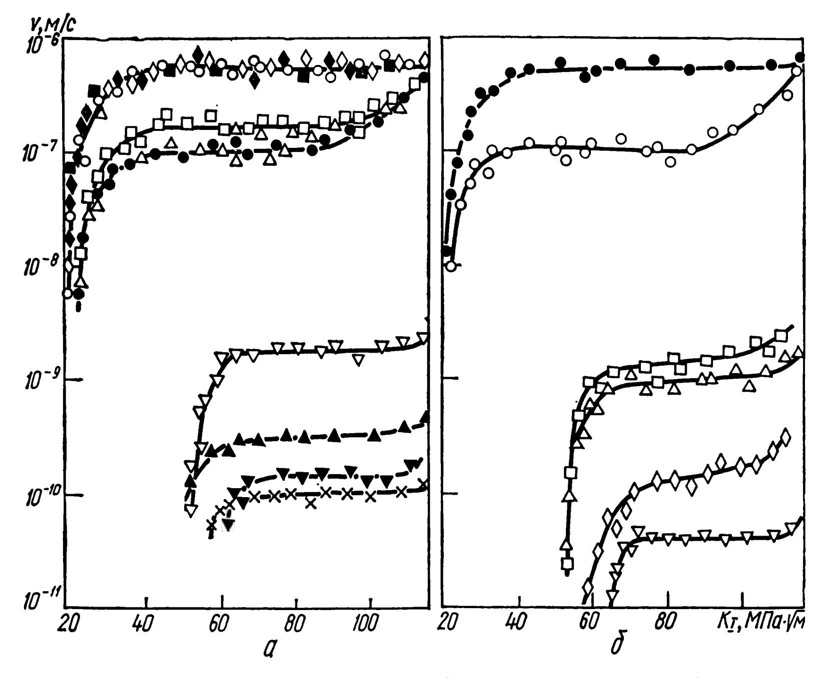



Рис. 10.28. Кинетические диаграммы СРТ стали 45ХН2МФА (отпуск при 720 К) в дистиллированной воде и водных растворах известных органических (0,1 моль/л) и неорганических (0,01 г-экв/л) ингибиторов коррозии (*а*) и новосозданных ингибиторов коррозионного роста трещин типа ИРТ (0,01 г-экв/л) (*б*):

*а*) ○—дистиллированная вода; ▲—тиомочевина; ◆—бензоат натрия; ■—уротропин; ×—моноэтаноламин; ◇ — $Ca^{+2}$; □ — $Cr_2O_7^{-2}$; ● — $CrO_4^{-2}$; ▽ — $NO_3^-$; ▼ — $NO_2^-$;
*б*) ●—дистиллированная вода; ○—ИРТ-1; △ —ИРТ-2; □ —ИРТ-3; ◇ —ИРТ-4; ▽ — ИРТ-5.

защиты конструкционных материалов на стадии СРТ. Однако при воздействии раствора $Ca(OH)_2$, содержащего также сульфиды и хлориды, на термически улучшенную сталь типа 60ХС традиционные ингибиторы коррозии, в том числе различные ингибиторы органического происхождения, не эффективны [77]. Поскольку при воздействии коррозионной среды ве-

роятен водородный механизм охрупчивания, в качестве ингибитора были предложены нитрат-ионы $NO_3^-$. При введении в коррозионную среду 0,43 % $NO_3^-$ скорость роста трещины уменьшилась на несколько порядков. Возможной причиной ингибирующего действия нитрат-ионов считается их восстановление до нитрит-ионов $NO_2^-$, которое сопровождается связыванием ионов водорода.

В Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко АН УССР на базе соединений тяжелых металлов созданы специальные ингибиторы роста трещины (ИРТ) в высокопрочных сталях при воздействии водных сред (типа ИРТ) [78, 80]. При растворении этих ингибиторов в воде происходит их диссоциация на катионы металла и анионы. Поскольку стандартные электродные потенциалы таких металлов более положительны, чем железа, то становится термодинамически выгодной реакция осаждения ионов тяжелых металлов на железе. В свою очередь, электродный потенциал ювенильной поверхности железа еще более отрицателен, вследствие чего

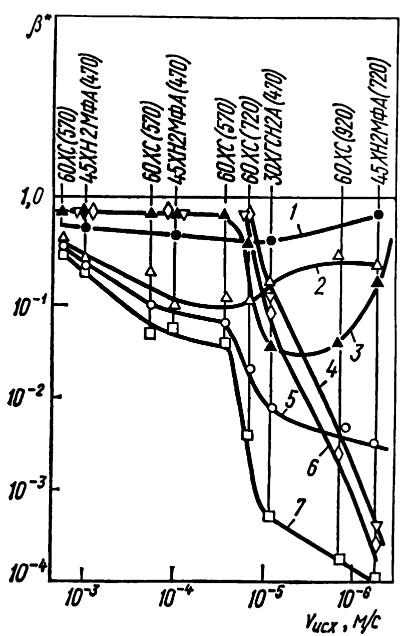



Рис. 10.29. Зависимость $\beta^*$ — $v_{исх}$ для различных систем «сталь — дистиллированная вода» с добавками ингибитора:

1—$Cu^{+2}$; 2—ИРТ-1: 3—$CrO_4^{-2}$; 4—тиомочевина: 5 — $NO_3^-$; 6 — моноэтаноламин; 7—ИРТ-5 (в скобках указана температура отпуска в кельвинах).

интенсифицируется процесс осаждения. Факт осаждения тяжелых металлов на свежеобразованных поверхностях растущей трещины подтвержден результатами Оже-спектроскопии. В связи с более высоким перенапряжением водорода на тяжелых металлах за счет осаждения последних подавляется восстановление водорода и соответственно водородное охрупчивание металла в окрестности вершины трещины.

Сравнительная оценка эффективности ряда известных ингибиторов коррозии и КР, а также ингибиторов типа ИРТ на примере системы «сталь 45ХНМФА (отпуск при 470 К) — дистиллированная вода» показала (рис. 10.27) [80], что применение органических ингибиторов, а также оксоанионов $CrO_4^{-2}$, $PO_4^{-3}$, $Cr_2O_7^{-2}$ не влияет на кинетику разрушения. Вместе с тем анионы $NO_3^-$ и $NO_2^-$, а также все предложенные ингибиторы типа ИРТ существенно уменьшают скорость СРТ. Эффективными ингибиторами оказались также катионы $Cu^{+2}$.

Повышение температуры отпуска стали 45ХН2МФА до 725 К приводит к повышению ее коррозионно-статической трещиностойкости и обуслов-

ливает более сильный защитный эффект большинства исследуемых оксоанионов (рис. 10.28) [83]. Кроме анионов $NO_3^-$, $NO_2^-$, которые эффективно тормозили СРТ в низкоотпущенной стали, ингибирующий эффект обнаружен также у оксоанионов $Cr_2O_7^{-2}$, $PO_4^{-3}$, $CrO_4^{-2}$.

Вместе с тем введение в дистиллированную воду катионов $Cu^{+2}$ не обеспечило ингибирующего эффекта при оценке коррозионно-статической трещиностойкости высокоотпущенной стали 45ХН2МФА. После отпуска при 720 К защитное действие оксоанионов и ингибиторов ИРТ более существенно в сравнении с реализующимся при низком отпуске, однако в ряду эффективности защиты они сохраняют тот же порядок (рис. 10.28).

Для ряда конструкционных сталей различного уровня прочности эффективность ингибиторов, оцениваемая коэффициентом $\beta^* = v_{инг}/v_{исх}$ на основе сопоставления скоростей СРТ на втором участке КДР в ингибированной $v_{инг}$ и неингибированной средах, в значительной степени зависит от исходной скорости роста трещины $v_{исх}$ (рис. 10.29). Как правило, с уменьшением ее защитный эффект ингибиторов повышается. Вместе с тем резкое усиление влияния ионов $CrO_4^{-2}$ в узком диапазоне скоростей ($10^{-5}$—$10^{-6}$ м/с) может отражать высокую структурную избирательность воздействия хроматов, поскольку наибольший эффект обнаружен при испытании кремнистых сталей 30ХГСНА и 60ХС.

Из приведенного следует, что максимального торможения коррозионного СРТ можно достичь на основе комплексного использования структурно-металлургического подхода и ингибирования коррозионных сред. Это утверждение далеко не тривиально, поскольку с ослаблением кинетики СРТ за счет структурного фактора, как правило, усиливается защитное воздействие ингибиторов. Очевидно, что другие, в частности технологические, способы повышения коррозионной трещиностойкости сталей будут также способствовать более эффективному проявлению ингибиторной защиты. На это указывают результаты разработки методов повышения коррозионно-циклической трещиностойкости стали 45 в шахтной воде [84]. Максимальную степень торможения РУТ обеспечивает комплексная защита, включающая фрикционное упрочнение стали и ингибирование коррозионной среды.

ГЛАВА 11

# ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ В ГАЗООБРАЗНЫХ СРЕДАХ

## 11.1. Влияние состава и параметров газообразных сред

Большинство конструкционных материалов эксплуатируется в атмосферных условиях, в связи с чем важно как с научной, так и с практической точки зрения выяснить роль отдельных составляющих атмосферы в формировании параметров ЦТ материалов. Кроме того, ряд газообразных сред (водород, сероводород, кислород и др.) являются рабочими средами для многих изделий новой техники, для которых ЦТ материалов также имеет важное значение. В первую очередь это касается водородсодержащих сред в связи с кардинальным влиянием водорода на механические свойства металлов и сплавов [1—5]. Поэтому проблема ЦТ конструкционных материалов при воздействии водорода стала одной из центральных в механике усталостного разрушения.

При исследовании зависимости РУТ от отдельных составляющих атмосферы или лабораторного воздуха в целом обычно проводят сравнительные оценки кинетики РУТ по отношению к вакууму. Иногда контрольные испытания осуществляют в инертном газе, при этом особое внимание уделяется очистке газа от примесей влаги и кислорода [6, 7].

Положительное влияние разрежения воздуха на усталостную прочность металлов замечено [8] при испытаниях на выносливость гладких образцов и построении кривых Веллера. Сравнительные оценки усталостной прочности материалов в вакууме и на воздухе показывают [9], что повышенная долговечность образцов в вакууме в значительной мере обусловлена увеличением продолжительности стадии развития трещины.

**Влияние воздуха на рост усталостных трещин в конструкционных сплавах.** Влияние воздуха по сравнению с вакуумом максимально в низкоамплитудной области и постепенно ослабевает с ростом КИН [9—11] (рис. 11.1, 11.2): при скорости РУТ $v > 10^{-6}$ м/цикл расхождения в кинетике практически уже не регистрируются. Отсюда существенные различия для вакуума и воздуха в порогах ЦТ $\Delta K_{th}$ и практически одинаковый уровень циклической вязкости разрушения $K_{fc}$. Поэтому КДУР, снятые в вакууме, имеют более крутой характер, что предопределяет увеличение параметров $K^*$ и $n$, описывающих второй участок диаграммы. С другой стороны, в магниевых сплавах МА2-1, МА15, ИМВ6, МА12, МА21 и МВД10 пороги усталости на воздухе и в вакууме идентичны, в то время как максимальное влияние среды соответствует началу второго участка КДУР на воздухе [12]. При дальнейшем повышении уровня КИН КДУР сближаются, как и в рассмотренных примерах, и при $v > 10^{-6}$ м/цикл практически совпадают.

Зависимости скорости РУТ от степени разрежения воздуха имеют S-образный вид (рис. 11.3) [9, 13]. Они характеризуются двумя критическими давлениями $p_{1_c}$ и $p_{2_c}$, ограничивающими диапазон чувствительности кинетики разрушения к изменению давления. С понижением КИН уровень $p_{1_c}$ уменьшается, однако независимо от значения КИН, а также типа ис-

Рис. 11.1. КДУР различных сплавов, испытанных на воздухе (*1, 3*) и в вакууме (*2, 4*) при $f=15\div17$ Гц и $R=0{,}05\div0{,}12$:

*а* — сталь 65Г, отпуск при 450 К (*1, 2*) и 850 К (*3, 4*); *б* — алюминиевый сплав В95АТ1 (*1, 2*) и В95АТ3 (*3, 4*).

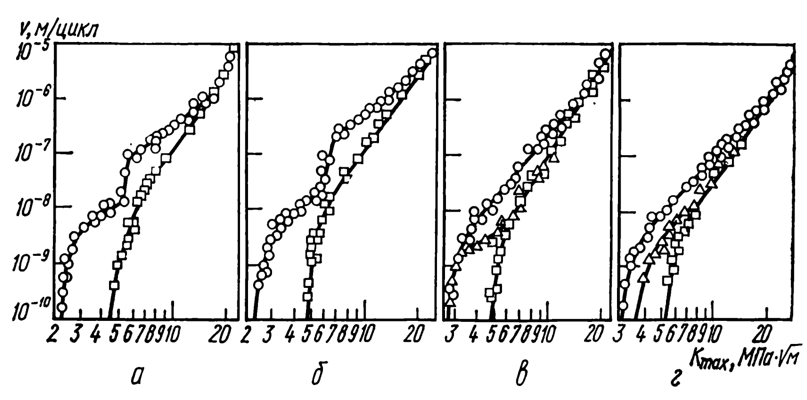



Рис. 11.2. КДУР магниевых сплавов МА2-1 (*а*), МА15 (*б*), МА8 (*в*) и МА18 (*г*) в лабораторном (○), осушенном воздухе (△) и вакууме (□) при $f=17\div20$ Гц и $R=0{,}05$.

следуемого материала давление $p_{1c}$ всегда выше $10^{-2}$ Па [14—17]. Таким образом, разрежение $10^{-2}$ Па можно считать достаточным при проведении сравнительных оценок влияния газообразных сред на ЦТ материалов.

Кинетика РУТ в значительной степени зависит от влажности воздуха. Характер этой зависимости определяется, с одной стороны, структурой материала, а с другой — уровнем КИН (рис. 11.4). На III участке

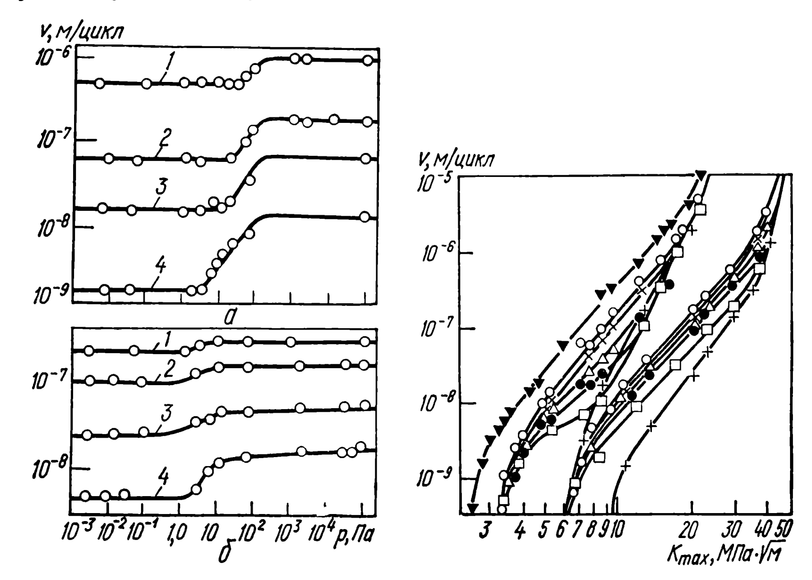



Рис. 11.3. Влияние давления $p$ воздуха на скорость РУТ в стали 65Г после отпуска при 450 К ($a$) и 850 К ($б$); все зависимости сняты при $f=15$ Гц, $R=0{,}05$, $K_{min}=1{,}3$ МПа·$\sqrt{м}$:

1 — $K_{max}=25{,}8$ МПа·$\sqrt{м}$; 2 — $K_{max}=18{,}6$ МПа·$\sqrt{м}$; 3 — $K_{max}=15{,}3$ МПа·$\sqrt{м}$; 4 — $K_{max}=11{,}3$ МПа·$\sqrt{м}$.

Рис. 11.4. КДУР алюминиевого сплава В95АТ1 (слева) и отпущенной при 630 К стали 65Г (справа) в дистиллированной воде (▼), вакууме (+) и воздухе относительной влажности 92 % (○), 60 (×), 40 (△), 20 (●) и не более 0,1 % (□) при $f=15 \div 17$ Гц и $R=0{,}05 \div 0{,}12$.

КДУР различий в кинетике РУТ обычно нет, а в среднеамплитудной области скорость РУТ, как правило, возрастает по мере увеличения влажности среды, что, вероятно, отражает склонность материалов к водородному охрупчиванию. Повышение прочности материала и другие факторы, способствующие охрупчиванию материала в вершине трещины, усиливают неблагоприятное воздействие влаги. В припороговой области нагружения скорость РУТ и соответственно пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ часто не зависят от влажности среды, хотя возможно как снижение, так и повышение пороговой ЦТ в результате осушивания воздуха. Для низкопрочных углеродистых и умереннолегированных сталей характерно ускорение припорогового РУТ в связи с ослаблением ЗТ [18].

При высокой влажности воздуха (более 60 %) происходит конденсация влаги в устье трещины [19] и последняя развивается при воздействии жидкой среды. Тем не менее полученные в этих условиях КДУР, как правило, отличаются от построенных при воздействии воды (см. рис. 11.4). Это, по-видимому, обусловлено различиями в электрохимической ситуации в вершине трещины. Есть основания считать, что у материалов, кинетика

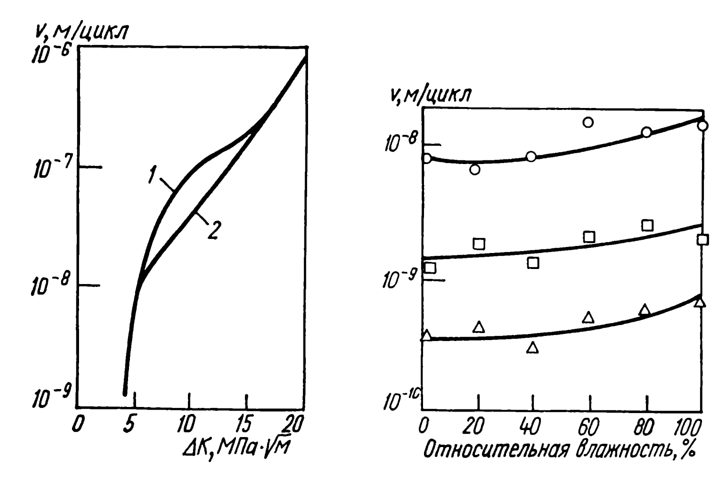



Рис. 11.5. Кинетика РУТ в алюминиевом сплаве 7075-Т6 во влажном (*1*) и осушенном (*2*) аргоне.

Рис. 11.6. Зависимости скорости РУТ в аустенитной марганецхромоникелевой стали ($\sigma_{0,2}=825$ МПа) от влажности аргона при $f=50$ Гц и $R=0{,}05$:

△—$K_{max}$=6,6 МПа·√м; □—$K_{max}$=9,1 МПа·√м; ○—$K_{max}$=11,4 МПа·√м.

разрушения которых контролируется механизмом водородного охрупчивания, ускорению РУТ в воде способствует наличие в устье трещины меньшего количества кислорода по сравнению с воздухом самой высокой влажности. Дополнительные доказательства такой роли кислорода вытекают из испытаний высокопрочной стали 45ХН2МФА (отпуск при 470 К): при подаче в трещину воды капельным методом и идентичных условиях нагружения скорости РУТ более низкие, чем при полном погружении образца в воду [20].

**Влияние инертных газов и кислорода.** Осушенные инертные газы способствуют ускорению РУТ по сравнению с вакуумом. Это влияние максимально в припороговой области, с повышением уровня КИН различия в кинетике РУТ нивелируются. Вместе с тем КДУР, полученные при испытаниях в инертных газах и осушенном воздухе, практически совпадают на всех участках.

Влага в газах неоднозначно влияет на РУТ. Например [16], в случае металлических сплавов (особенно материалов, чувствительных к водородному охрупчиванию) в области высоких КИН (рис. 11.5) отрицательно, а в случае пластичных углеродистых и умереннолегированных сталей положительно — способствует замедлению припорогового РУТ в связи с усилением эффекта ЗТО. При низких пороговых КИН увлажнение газов

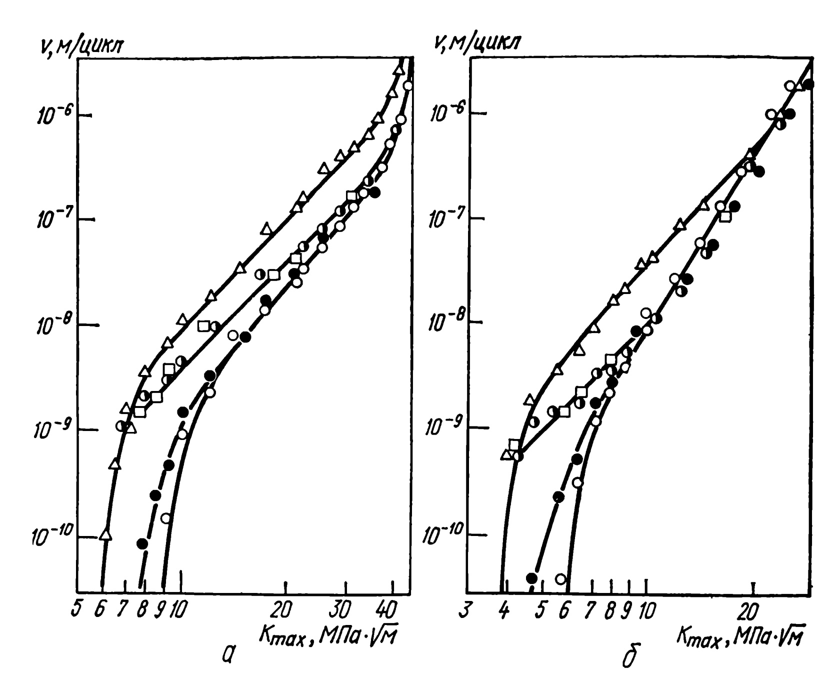



Рис. 11.7. КДУР отпущенной при 630 К стали 65Г (*а*) и алюминиевого сплава Д16АТ (*б*) в лабораторном воздухе (△), осушенном (относительная влажность не более 0,1 %) воздухе (□), кислороде (◑), азоте (●) и вакууме (○) при $f = 15 \div 17$ Гц и $R = 0{,}05 \div 0{,}12$ [9].

также приводит к понижению сопротивления РУТ материалов, для которых не характерно ЗТ по механизму оксидообразования (рис. 11.6) [21]. В высокопрочных сталях положительное влияние ЗТ не способно перекрыть наводороживающее воздействие влаги, что приводит к ускорению РУТ.

Роль кислорода в кинетике РУТ изучена в меньшей степени. Как правило, при комнатной температуре испытаний КДУР отдельных металлических сплавов при воздействии достаточно осушенных воздуха, инертных газов, азота и кислорода почти совпадают [15] (рис. 11.7), увлажнение кислорода существенно изменяет кинетику РУТ. Более низкие скорости РУТ в азоте объясняются тем, что относительная влажность азота была более чем в три раза ниже влажности кислорода и воздуха. Допускается [9] также возможность особой роли кислорода как составляющей воздуха, поскольку в области низких скоростей РУТ ($v < 10^{-9}$ м/цикл) кинетика разрушения не зависит от влажности воздуха, однако она более интенсивна, чем в азоте.

При высокотемпературном РУТ кислород оказывает отрицательное влияние на ЦТ сталей, которое усиливается с повышением давления газа. Однако, как и у других рассмотренных выше газов, зависимость кинетики от давления имеет S-образный вид (рис. 11.8) [16] с двумя характерными участками, в пределах которых скорость РУТ практически не зависит от давления кислорода.

**Влияние водорода и сероводорода.** Воздействие водорода и сероводорода на РУТ многообразно, ему уделяется повышенное внимание из-за возможного сильного понижения сопротивления РУТ при определенных условиях нагружения. Водород и сероводород резко ускоряют РУТ в среднеамплитудной области нагружения, когда влияние других составляющих воздуха незначительно. В определенной степени это отражает склонность материалов к водородному охрупчиванию при длительном статическом нагружении. Однако если статическому растрескиванию в водороде подвержены в основном высокопрочные сплавы [22], то в условиях циклических нагрузок его вредное воздействие распространяется и на низкопрочные материалы.

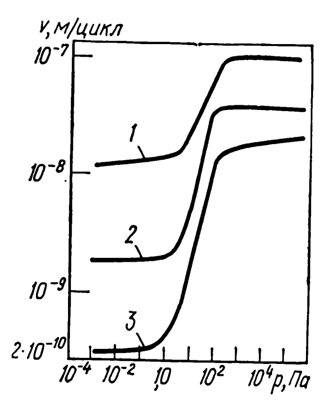



Рис. 11.8. Зависимости скорости РУТ нержавеющей стали 316 при температуре испытаний 770 К и постоянной амплитуде деформирования от давления кислорода $p$ при длине трещины 0,50 мм (*1*), 0,25 мм (*2*) и 0,125 мм (*3*).

В общем случае влияние водорода на ЦТ конструкционных материалов изображается в виде схемы, представленной на рис. 11.9 [23]. Правомерность этой схемы наглядно иллюстрируют результаты работы [24] (рис. 11.10). По характеру влияния водорода КДУР можно разбить на две области, разграниченные абсциссой $\Delta K_{scc}$, отвечающей началу резкого ускорения РУТ. Качественное изменение кинетики РУТ в области указанного значения КИН связано с проявлением склонности материала к КР. Однако местоположение скачка, соответствующего максимальному КИН цикла $K_{max\,scc}$, как правило, ниже порогового КИН $K_{Iscc}$, определяемого при длительных статических испытаниях. При построении КДУР в координатах $v$—$\Delta K$ это означает, что $\Delta K_{scc} < K_{Iscc}(1-R)$, где $\Delta K_{scc} = K_{Iscc}(1-R)$. Так, для стали 2Ni — Cr — Mo — V ($\sigma_{0,2} = 575$ МПа), испытанной в водороде при $p = 0{,}24$ МПа, $K_{max\,scc} = 22$ МПа$\cdot\sqrt{м}$, а $K_{Iscc} = 85$ МПа$\cdot\sqrt{м}$ [25]. С повышением прочности материала значения указанных параметров понижаются, однако пороговый КИН $K_{Iscc}$ падает более стремительно и, таким образом, различия в уровнях $K_{max\,scc}$ и $K_{Iscc}$ нивелируются.

**Рост усталостных трещин при $\Delta K > \Delta K_{scc}$.** При таких условиях нагружения (см. область II на рис. 11.9) закономерности влияния газообразного водорода (а также сероводорода) на РУТ в основном аналогичны описанным в гл. 9 закономерностям коррозионно-усталостного роста трещин при повышенных КИН.

Уменьшение частоты циклов приводит к увеличению скорости РУТ [25] (рис. 11.11). Вместе с тем при очень низких частотах влияние водорода ослабляется и РУТ замедляется (рис. 11.12). Максимальное воздействие водорода приходится на диапазон значений $f = 0{,}1 \div 1$ Гц, форма цикла нагружения заметно не сказывается на кинетике РУТ. С повышением

асимметрии нагружения отрицательное влияние водорода обычно усиливается, а уровень параметра $\Delta K_{scc}$ уменьшается (рис. 11.13). В то же время при РУТ в гелии и вакууме влияние асимметрии несущественно. Таким

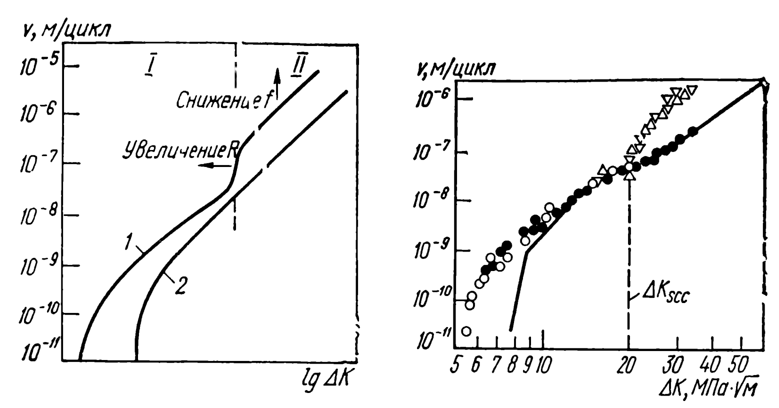
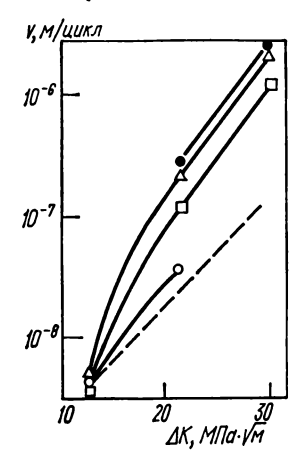



Рис. 11.9. Схема влияния водорода на ход КДУР:
*1* — водород; *2* — воздух.

Рис. 11.10. Влияние газообразного водорода (давление 138 кПа) на скорость РУТ в стали 2,25Cr — 1Mo ($\sigma_{0,2}$=500 МПа) при $R$=0,05 и частоте циклов $f$, равной 0,5 Гц (△), 2 (▽), 5 (●) и 50 Гц (○) (линия соответствует испытаниям на воздухе при частоте 2 и 50 Гц).

образом, представленная на рис. 11.9 схема влияния водорода на кинетику разрушения при повышенных КИН (область II) наиболее полно реализуется при пониженной частоте циклов и высокой асимметрии нагружения.




Повышение температуры от комнатной к более высоким при испытании металлических сплавов в водороде и сероводороде приводит к замедлению РУТ (рис. 11.14 [28], 11.15 [25]). Представленные на рис. 11.14 данные также свидетельствуют о большей агрессивности сероводорода по сравнению с водородом, несмотря на более высокое давление последнего.

Рис. 11.11. Влияние газообразного водорода (давление 0,24 МПа) на скорость РУТ из стали 2 Ni—Cr—Mo—V ($\sigma_{0,2}$=575 МПа) при $R$=0,1 и частоте циклов $f$, равной 0,1 Гц (●), 1 (△), 10 (□) и 50 Гц (○) (штриховая линия соответствует испытаниям на воздухе при $f$=50 Гц).

Вместе с тем в мартенситостареющей стали (рис. 11.16) [16] в низкотемпературной (криогенной) области повышение температуры испытаний интенсифицирует РУТ. Таким образом, отмечается тенденция к образованию

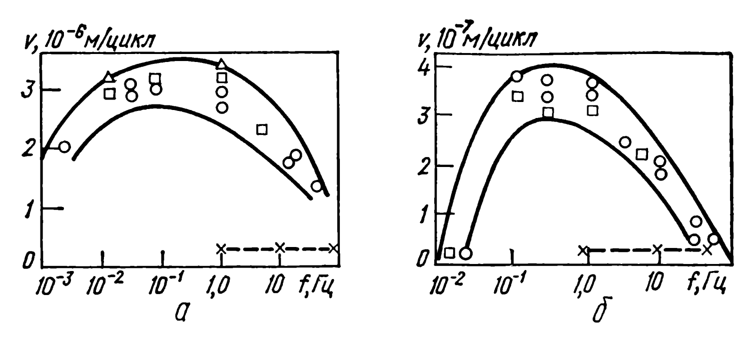



Рис. 11.12. Влияние частоты циклов на кинетику разрушения в газообразном водороде стали 2 Ni—Cr—Mo—V ($\sigma_{0,2}=575$ МПа) при $R=0,1$, давлении 0,24 МПа, с треугольной (△), синусоидальной (○) и квадратной (□) формами цикла нагружения:

*а* — $\Delta K=40$ МПа·$\sqrt{м}$ [26]; *б* — $\Delta K=20$ МПа·$\sqrt{м}$ (штриховая линия соответствует испытаниям на воздухе) [25].

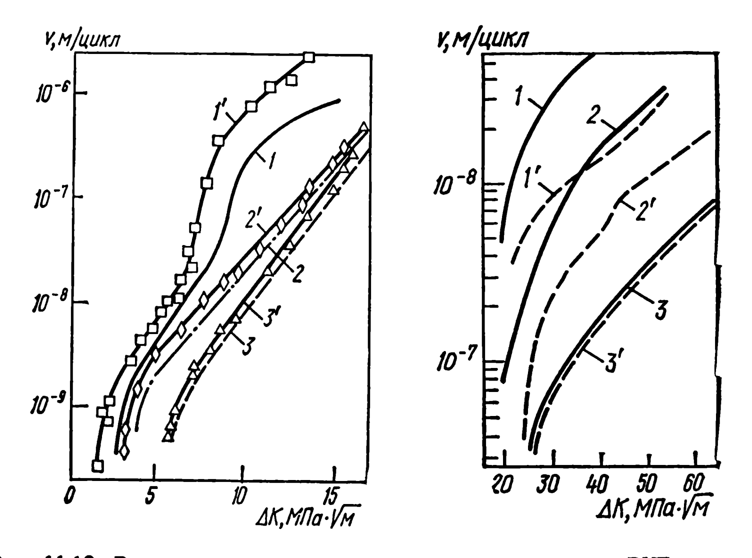



Рис. 11.13. Влияние асимметрии нагружения на скорость РУТ в стали 40Х ($\sigma_{0,2}=1730$ МПа) при $f=20$ Гц в водороде при давлении 0,12 МПа (*1, 1'*), гелии (*2, 2'*) и вакууме (*3, 3'*):

*1—3* — $R=0,1$; *1'—3'* — $R=0,5$ [27].

Рис. 11.14. Влияние температуры испытаний на РУТ в стали 2,25Cr — 1 Mo при $f=5$ Гц и $R=0,1$ в сероводороде при давлении 670 Па (*1, 1'*), водороде при давлении 133 кПа (*2, 2'*), вакууме и осушеном аргоне (*3, 3'*)·

*1—3* — 300 К; *1'—3'* — 400 К.

максимума на зависимости $v$ ($T_{исп}$) в диапазоне температур испытаний $T_{исп}=245 \div 275$ К. Отмеченные особенности кинетики РУТ, по-видимому, обусловлены спецификой взаимодействия водорода с напряженным металлом в вершине трещины, поскольку в вакууме или осушенных инертных газах изменение температуры испытаний не отражается на кинетике разрушения (см. рис. 11.14).

ЦТ конструкционных материалов в газообразных водородсодержащих средах существенно зависит от давления в них: с его повышением скорость

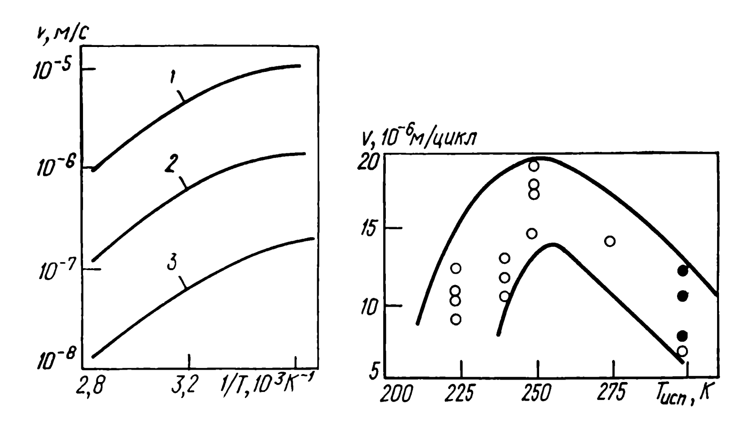


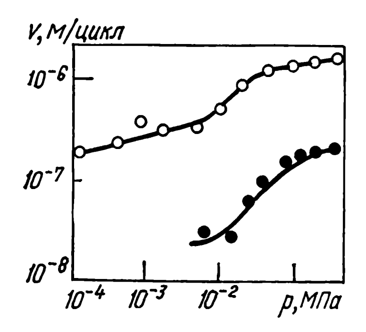

Рис. 11.15. Влияние температуры испытаний на скорость РУТ в стали 2Ni — Cr — Mo — V ($\sigma_{0,2}=570$ МПа) в водороде при давлении 0,24 МПа, $\Delta K=40$ МПа·$\sqrt{м}$, $R=0,1$:
1 — $f=10$ Гц; 2 — $f=1$ Гц; 3 — $f=0,1$ Гц.

Рис. 11.16. Температурная зависимость скорости РУТ для стали 18Ni в среде водорода при давлении 20 кПа, $R=0,3$:
○ — $f=2$ Гц; ● — $f=0,2$ Гц.

РУТ возрастает (рис. 11.17 [25], 11.18 [28]). Однако в области высоких давлений влияние последнего на кинетику РУТ достигает своего максимума. Такая закономерность хорошо прослеживается на рис. 11.19 [16], на котором представлены результаты испытаний на ограниченную долговечность образцов с предварительно созданными трещинами. Есть основания считать, что в области малых долговечностей РУТ происходит без инкубационного периода, следовательно, изменение долговечности адекватно отражает изменение скорости РУТ. Практически одинаковые значения малоцикловой долговечности образцов при давлении водорода 70 кПа и 7 МПа свидетельствуют о достижении максимального эффекта фактора давления на процесс разрушения.

**Рост усталостных трещин при $\Delta K < \Delta K_{scc}$.** Влияние водорода на ЦТ сталей низкой и средней прочности в области пониженных КИН соответствует схеме, представленной на рис. 11.9, что подтверждается данными, полученными при испытаниях нержавеющей (рис. 11.20) и умеренно-легированной (рис. 11.10) сталей. Между тем такие материалы не обнаружили чувствительности к водороду при повышенных КИН в условиях высокочастотного нагружения.

Для сталей повышенной прочности представленная на рис. 11.9 схема неправомерна. Вопреки привычным представлениям о росте чувствительности к водороду высокопрочных сталей, при низких КИН вредное влияние водорода в них практически не обнаруживается, а зачастую даже наблюдается торможение РУТ и соответственно повышение порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$, т. е. порогов ЦТ [27]. Экспериментально установлено отсутствие существенных различий в припороговой ЦТ низко-



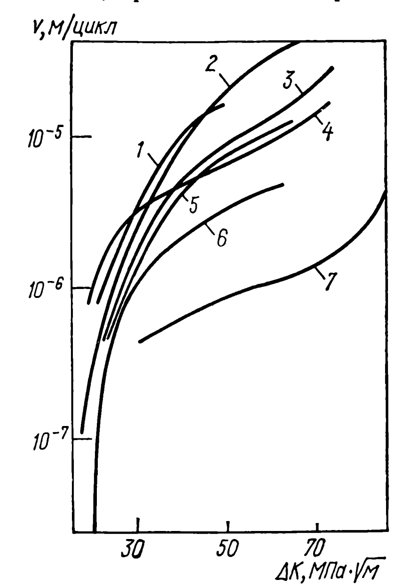




Рис. 11.17. Влияние давления водорода $p$ на скорость РУТ в стали 2Ni — Cr — Mo — V ($\sigma_{0,2}$=570 МПа) при $\Delta K$=20 МПа·$\sqrt{м}$ (●) и $K$==40 МПа·$\sqrt{м}$ (○).

Рис. 11.18. КДУР стали 2,25Cr — 1Mo ($\sigma_{0,2}$=750 МПа) в сероводороде при $f$=5 Гц, $R$=0,1:

*1* — $p$=2670 Па; *2* — $p$=667 Па; *3* — $p$=133 Па; *4* — $p$=33,3 Па; *5* — $p$=66,7 Па; *6* — $p$=13,3 Па; *7* — $p$=3,3 Па.

прочной умереннолегированной стали при воздействии водорода и инертного газа (рис. 11.21) [29]. Эти закономерности РУТ во многом обусловлены особенностями проявления ЗТ в водороде, которое (см. гл. 8) характерно для низких КИН и в значительной степени зависит от условий циклического нагружения. В

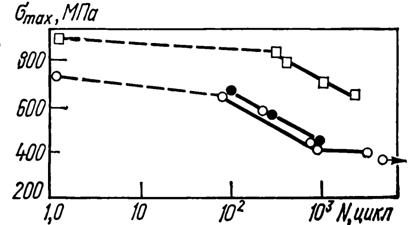



Рис. 11.19. Зависимость долговечности образцов из стали А302 (типа 20 ГСМ) в гелии (□) и водороде (○, ●) при давлении 70 кПа (□, ○) 7 МПа (●).

этой связи дальнейший анализ припорогового РУТ в водороде целесообразно проводить с учетом эффекта ЗТ.

Влияние температуры испытаний на кинетику РУТ в водороде в значительной мере опосредовано уровнем прикладываемых напряжений. На-

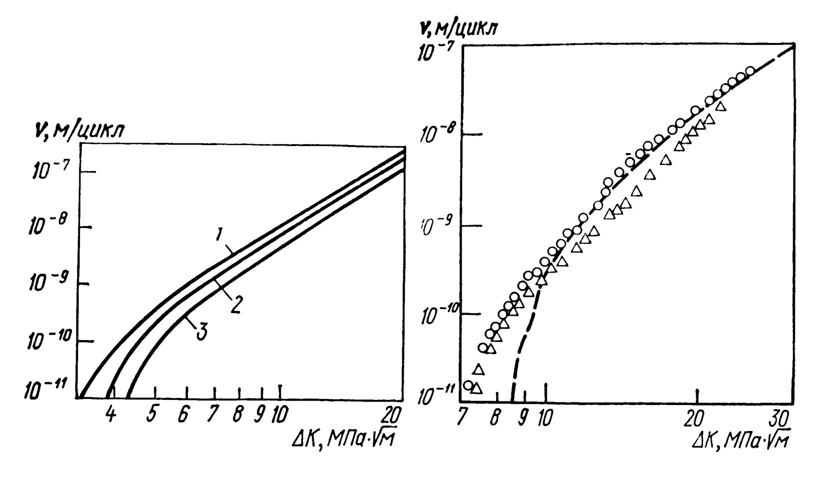



Рис. 11.20. КДУР марганецхромомолибденовой аустенитной нержавеющей стали ($\sigma_{0,2}=365$ МПа) при $f=50$ Гц, $R=0{,}05$ и давлении 0,12—0,14 МПа во влажном водороде (*1*), а также осушенных водороде (*2*) и аргоне (*3*).

Рис. 11.21. Кинетика РУТ в стали 2,25Cr — 1Mo ($\sigma_{0,2}=769$ МПа) в среде водорода (○) и гелия (△) при $f=50$ Гц и $R=0{,}05$ (штриховая линия соответствует испытаниям на воздухе).

пример [27] при воздействии силового фактора кинетика разрушения высокопрочной мартенситной стали 40Х неоднозначно зависит от температуры испытаний (в диапазоне 290—340 К) (рис. 11.22): при низких КИН с повышением температуры скорость РУТ уменьшается, в то время как при высоких, наоборот, возрастает. Это означает, что в различных температурно-силовых условиях РУТ может контролироваться разными процессами взаимодействия водорода с металлом. В частности, широко распространено мнение, что торможение РУТ с повышением температуры испытаний отражает ведущую роль в воздействии водорода процессов его адсорбции на поверхности вершины трещины. С другой стороны, ускорение РУТ при увеличении температуры испытаний обусловлено в основном диффузионным фактором.

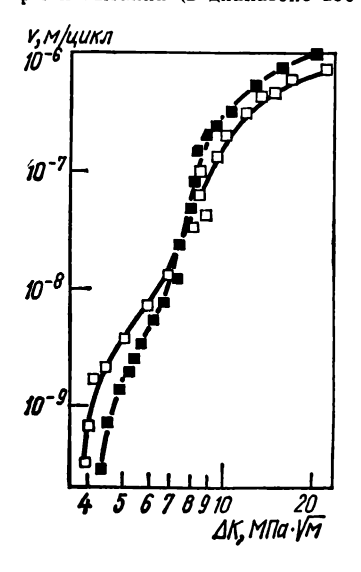



Рис. 11.22. КДУР стали 40Х (отпуск при 470 К) в водороде при давлении 0,12 МПа, комнатной температуре (□) и 343 К (■).

## 11.2. Учет закрытия усталостных трещин при определении циклической трещиностойкости материалов в газах и вакууме

Поскольку кинетика РУТ в материалах повышенной пластичности, испытываемых в лабораторном воздухе, в значительной мере определяется эффективным размахом КИН $\Delta K_{eff}$, естественно предположить, что воздействие среды на кинетику РУТ может быть отражением не только изменения свойств материала в вершине трещины и его способности сопротивляться разрушению, но и степени ЗТ, определяющей уровень $\Delta K_{eff}$. Поэтому при исследовании влияния различных газообразных сред на ЦТ металлов и сплавов, в первую очередь в припороговой области нагружения, важно учитывать ЗТ.

Экспериментальные оценки ЗТ при РУТ в контролируемых по составу газах и вакууме весьма немногочисленны. Первоначально в работах [18, 29], в которых с позиций ЗТ нашло объяснение на первый взгляд аномальное поведение низкопрочных сталей в среде осушенных водорода и инертных газов, количественного определения степени ЗТ не проводили. На основании визуального и Оже-спектроскопического анализов изломов сделан вывод, что в осушенных газах на поверхностях разрушения устраняется ЗТО и тем самым повышается эффективный размах КИН $\Delta K_{eff}$. Так были объяснены экспериментальные результаты, согласно которым водород при нормальных температурах и давлениях может существенно ускорить РУТ в высокопластичных низколегированных сталях в припороговой области высокочастотного нагружения. Аналогично истолковано так-

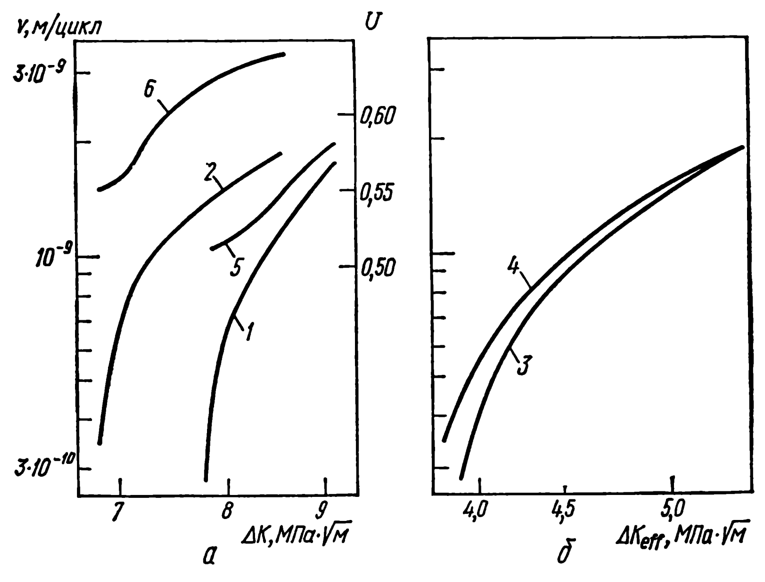



Рис. 11.23. КДУР в номинальных (*а: 1, 2*) и эффективных (*б: 3, 4*) координатах, а также зависимость коэффициента открытия трещины *U* от размаха КИН (*5, 6*) для стали 40Х (отпуск при 920 К), испытанной в лабораторном (*1, 3, 5*) и осушенном (*2, 4, 6*) воздухе при $f=15$ Гц и $R=0{,}1$.

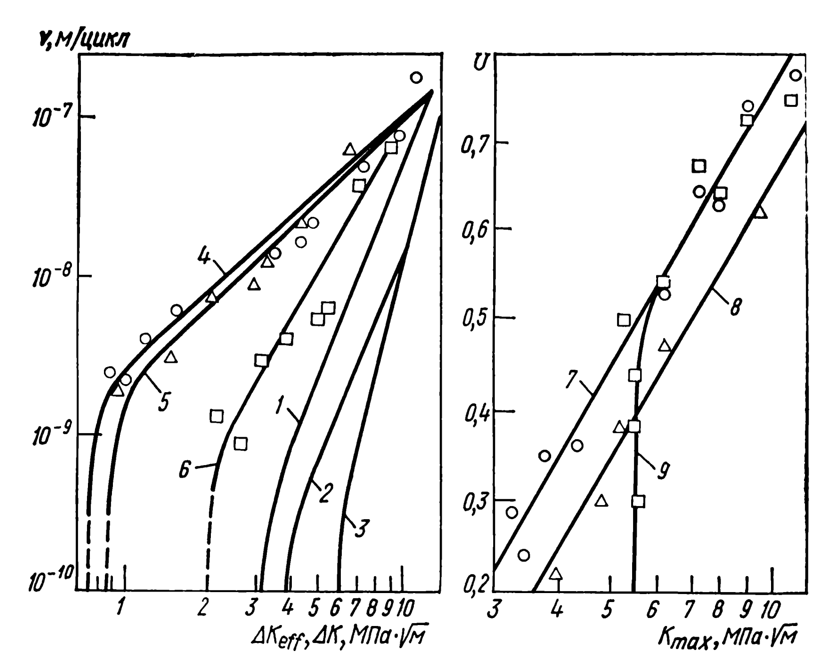



Рис. 11.24. КДУР в номинальных (*1—3*) и эффективных (*4—6*) координатах, а также зависимость коэффициента открытия трещины *U* от максимального КИН (*7—9*) для магниевого сплава МА18, испытанного в лабораторном (*1, 4, 7*) и осушенном (*2, 5, 8*) воздухе, а также в вакууме (*3, 6, 9*) при $f=17\div20$ Гц и $R=0{,}05$.

же то, что для указанного класса сталей при нагружении в припороговой области инертные газы играют роль более агрессивной среды, нежели лабораторный воздух.

Последующие оценки ЦТ высокоотпущенной конструкционной стали в лабораторном и осушенном (2 млн$^{-1}$) воздухе (рис. 11.23) [7] с учетом ЗТ показали практически отсутствие влияния влаги на кинетику разрушения, представленную в координатах $v - \Delta K_{eff}$. Такие же результаты получены при испытании магниевого сплава МА18 (рис. 11.24) [11], следовательно, и в данном случае главный фактор воздействия влаги — изменение ЗТ. Однако для указанного магниевого сплава ЗТ сильнее в осушенном воздухе, тогда как для стали — во влажной среде. Различия в характере изменения ЗТ обусловлены, по-видимому, тем, что при РУТ в магниевом сплаве ЗТО не должно проявиться [11], поскольку для этого материала объем образующихся оксидов меньше объема вступившего в реакцию металла. Вместе с тем различия в ЗТ при испытаниях в осушенном и влажном воздухе (кривые *7*, *8* на рис. 11.24) указывают на то, что влияние влаги на ЗТ нельзя объяснить лишь с позиций изменения условий оксидообразования на поверхностях разрушения. Наличие в газах влаги сказывается на степени ЗТ также и через воздействие на ПЗ, в связи с чем меняется вклад ЗТП и ЗТШ.

Для выяснения механизма ЗТ особую ценность представляют исследования РУТ в газообразных средах, которые в определенной степени мож-

но считать модельными: в осушенных инертных газах и водороде, а также в вакууме. При таких условиях исключается ЗТО. Сравнительные оценки ЗТ в инертных газах и вакууме необходимы при изучении роли адсорбционного фактора в изменении ЗТ. Испытания в водороде устанавливают также влияние наводороживания зоны предразрушения на степень проявления ЗТ. В припороговой области при одинаковых размахах КИН $\Delta K$ уровень ЗТ в высокоотпущенной стали 40Х (рис. 11.25) [27] максимален в вакууме и лабораторном воздухе, а минимален в гелии и водороде. Тот факт, что в вакууме и на воздухе не обнаружено существенных различий в степени ЗТ, на первый взгляд не согласуется с утверждением о важной роли оксидов, образующихся на поверхностях разрушения во влажном воздухе, поскольку они отсутствуют при РУТ в вакууме. Однако поскольку пороговые скорости РУТ в вакууме реализуются при таких уровнях КИН, которые соответствуют почти середине второго участка КДУР для воздуха, то и для влажной среды не характерно ЗТО. Что же касается сопоставления оценок ЗТ на воздухе, в инертном газе и водороде, для которых припороговые скорости РУТ достигаются при сравнимых значениях КИН, то более низкий уровень ЗТ в гелии, чем на воздухе, обусловлен отсутствием в среде влаги. Различия же в ЗТ при действии осушенных водорода и гелия являются, очевидно, результатом подавления водородом локальной пластичности материала в вершине трещины, а следовательно, и уменьшения ЗТП. На это указывают экспериментальные оценки размера ПЗ при РУТ в исследуемой стали [30], согласно которым ПЗ меньше в инертном газе, чем в водороде. Аналогичные результаты получены для сталей, алюминиевых и магниевых сплавов при РУТ в сухом азоте и влажном воздухе или в вакууме и на воздухе. При этом воздух как водородсодержащая среда приводит к уменьшению пластичности материала в вершине трещины. Отсюда можно предположить, что наблюдаемые различия в ЗТ для лабораторного воздуха и осушенных газов — следствие проявления двух противоборствующих факторов: усиления ЗТО и его ослабления в связи с водородным охрупчиванием материала вершины трещины. Уменьшение пластичности может также уменьшить вклад ЗТШ, так как при этом снижается деформация сдвига в вершине трещины и перемещение ее берегов по схеме поперечного сдвига. Наводороживание зоны предразрушения способствует ветвлению трещины, межзеренному ее распространению и тем самым усиливает ЗТШ. Этим обстоятельством, по-видимому, объясняется тенденция к увеличению ЗТ при РУТ (температура испытаний 365 К) в водороде [31] по сравнению с таковыми на воздухе.

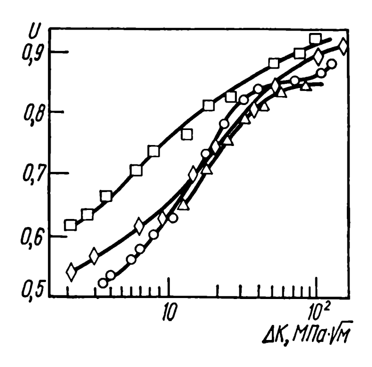



Рис. 11.25. Зависимость коэффициента открытия трещины $U$ от размаха КИН для стали 40Х (отпуск при 920 К) в лабораторном воздухе (○), осушенном (2 млн$^{-1}$) водороде при давлении 0,12 МПа (□), осушенном (2 млн$^{-1}$) гелии (◇) и вакууме (△) при $f=20$ Гц и $R=0{,}1$.

Изложенные соображения в определенной мере позволяют объяснить также различия в ЗТ при РУТ в инертном газе и вакууме, где нет ни оксидообразования, ни наводороживания. Показано [30], что ПЗ в вершине трещины при РУТ в осушенном гелии меньше, чем в вакууме (при одина-

ковом размахе КИН $\Delta K$), что, очевидно, отражается на интенсивности ЗТ. Кроме того, условия для схватывания в вакууме ювенильных поверхностей развивающейся трещины более благоприятные, что также должно способствовать ЗТ. Повторяющиеся схватывания и разрывы поверхностей берегов трещины повышают шероховатость изломов и тем самым усиливают ЗТ.

Количественные оценки ЗТ полезны не только с точки зрения построения скорректированных КДУР в координатах $v - \Delta K_{eff}$. Установление ведущего механизма ЗТ в различных средах позволяет судить о процессах, происходящих в вершине растущей трещины, и тем самым способствует в целом выяснению механизма РУТ.

## 11.3. Структурная чувствительность параметров циклической трещиностойкости конструкционных сталей к воздействию водорода и других газообразных сред

Исследование влияния структурного фактора на чувствительность конструкционных сталей к воздействию газообразных, в первую очередь водородсодержащих, сред — важная прикладная задача современного материаловедения, поскольку при выборе материалов и режимов их термообработки необходимо знать принципы структурной оптимизации материалов, обеспечивающие высокие показатели конструктивной прочности, включая ЦТ в среде водорода. Работ в этом направлении пока мало. Определенный комплекс исследований проведен [27, 32] на роторной стали 35ХН3МФА и стали 40Х после термообработки (табл. 11.1) в лабораторных условиях, а также по особой производственной технологии, учитывающей конструктивные особенности роторов мощных турбогенераторов. О влиянии водорода судили на основании сравнительных оценок ЦТ в технически чистом водороде и гелии, осущенных до 2 млн$^{-1}$ а затем обескислороженных, в лабораторном воздухе и вакууме ($10^{-3}$ Па). Результаты испытаний (рис. 11.26) подтвердили известную закономерность, что скорость РУТ при нагружении в газообразных средах выше, чем в вакууме, независимо от структурно-металлургического состояния сталей и уровня их прочности. В высокоотпущенных сталях влияние сред максимально в низкоамплитудной области нагружения и исчезает при высоких скоростях РУТ; в водороде и гелии трещина растет с большей скоростью, чем на воздухе (рис. 11.26, *б*), что согласуется с данными других исследований [18, 27, 31]. Для более прочных состояний влияние водорода сказывается в некотором замедлении скорости припорогового РУТ по сравнению с таковой на воздухе (рис. 11.26, *в*, *е*).

Таблица 11.1. **Режимы термообработки и механические свойства некоторых сталей**

| Сталь | $T_{отп}$, К | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_в$, МПа |
|---|---|---|---|
| 40Х | 920 | 730 | 840 |
| | 470 | 1730 | 1800 |
| 35ХН3МФА | 950* | 550 | 700 |
| | 930* | 740 | 870 |
| | 770 | 1180 | 1270 |
| | 470 | 1500 | 1620 |

* Термообработка по особой технологии.

Влияние вакуума на ЦТ низкоотпущенных сталей (рис. 11.26, *г*) такое же, как на ЦТ высокоотпущенных: в пределах I участка КДУР скорость РУТ в вакууме минимальна, в среднеамплитудной области нагружения

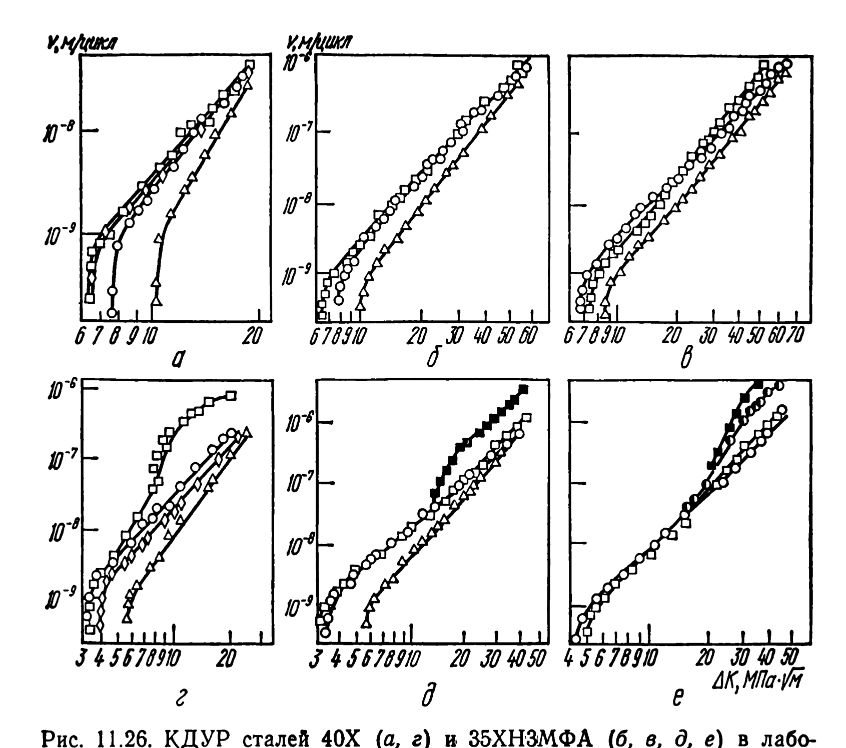



Рис. 11.26. КДУР сталей 40Х (*а, г*) и 35ХН3МФА (*б, в, д, е*) в лабораторном воздухе (○), водороде при давлении 0,12 МПа (□, ◐, ■), гелии (◇) и вакууме (△) при $R=0{,}1$ и $f=20$ Гц (○, □, ◇, △), 2 Гц (◐) и 0,2 Гц (■):

*а* — отпуск при 920 К; *б* — при 950 К; *в* — при 930 К; *г, д* — при 470 К; *е* — при 770 К.

существенных отличий кинетики разрушения от наблюдаемой в газах не обнаружено. Исключение составляют испытания в водороде. При повышенных размахах КИН $\Delta K$ водород сравнительно с вакуумом и другими газами ускоряет РУТ в стали 40Х (рис. 11.26, *г*). При низких КИН его влияние мало отличается от влияния воздуха, однако оно заметно сильнее, чем в гелии. Сталь 35ХН3МФА ($\sigma_{0,2} = 1500$ МПа) при повышенной частоте циклов (20 Гц) нечувствительна к воздействию водорода на среднем участке КДУР (рис. 11.26, *д*).

Ускорение водородом РУТ в низкоотпущенной стали 40Х для среднеамплитудного участка КДУР (рис. 11.26, *г*) согласуется с общими представлениями о высокой чувствительности низкоотпущенных мартенситных сталей к водородному охрупчиванию. Инертный газ и лабораторный воздух — среды малоактивные, водород несущественно ускоряет разрушение, по всей видимости, из-за падения когезивной прочности материала в зоне предразрушения. Резкое ускорение РУТ в водороде при определенном уровне КИН связано, вероятно, как и в случае воздействия коррозионных сред (см. гл. 9), со склонностью материала к статическому растрескиванию. Отсутствие влияния водорода на среднем участке КДУР стали 35ХН3МФА (отпуск при 470 К) может быть вызвано более низкой проч-

ностью (по сравнению со сталью 40Х), что из-за понижения градиента и уровня напряжений в вершине трещины ослабляет диффузию водорода в зону предразрушения. Оно также может быть следствием меньшей чувствительности стали 35ХН3МФА к водородному охрупчиванию в связи с пониженным содержанием углерода и благотворным воздействием ряда легирующих элементов, которых нет в стали 40Х.

Для сталей повышенной пластичности существенно ЗТ, поэтому наряду с номинальными КДУР представляет интерес анализ диаграмм, построенных в координатах $v - \Delta K_{eff}$ (рис. 11.27). Аналогично номинальным

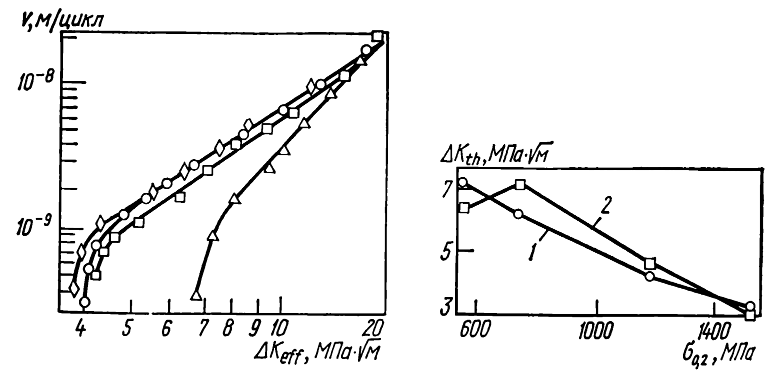



Рис. 11.27. Эффективная КДУР стали 40Х (отпуск при 920 К) в лабораторном воздухе (○), водороде при давлении 0,12 МПа (□), гелии (◇) и вакууме (△) при $R=0{,}1$ и $f=20$ Гц.

Рис. 11.28. Зависимость порога усталости от условного предела текучести для стали 35ХН3МФА при $R=0{,}1$ и $f=20$ Гц в лабораторном воздухе (○) и водороде при давлении 0,12 МПа (□).

эффективные КДУР для газов в сравнении с КДУР для вакуума резко сдвинуты в сторону больших скоростей РУТ. В первую очередь это относится к низкоамплитудному нагружению — эффективные пороги ЦТ уменьшаются почти вдвое по сравнению с таковыми в вакууме. Для магниевого сплава МА18 результаты аналогичны (см. рис. 11.24) [11]. Это означает, что агрессивное воздействие газов связано преимущественно с разупрочнением зоны предразрушения, а не с изменением степени ЗТ. Более высокие скорости РУТ и более низкие пороги ЦТ для гелия, чем для водорода, указывают на то, что инертный газ наиболее разупрочняюще воздействует на материал зоны предразрушения, однако из-за меньшего эффекта ЗТ в водороде (см. рис. 11.25, кривые *2*, *3*) номинальные КДУР для этих газов совпадают (рис. 11.26, *а*).

В связи с трещинообразованием в роторах электрогенераторов при воздействии газообразного водорода представляют интерес условия структурной оптимизации с позиций порогов ЦТ роторной стали [32]. На воздухе с повышением прочности сталей пороговые размахи КИН $\Delta K_{th}$ понижаются (рис. 11.28). С повышением условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ порог усталости в водороде вначале возрастает, достигая значений более высоких, чем на воздухе, затем резко понижается и для стали с мартенситной структурой становится одинаковым в обеих средах.

Согласно литературным данным [27] (табл. 11.2), касающимся влияния газообразного водорода на ЦТ конструкционных сталей в зависимости от

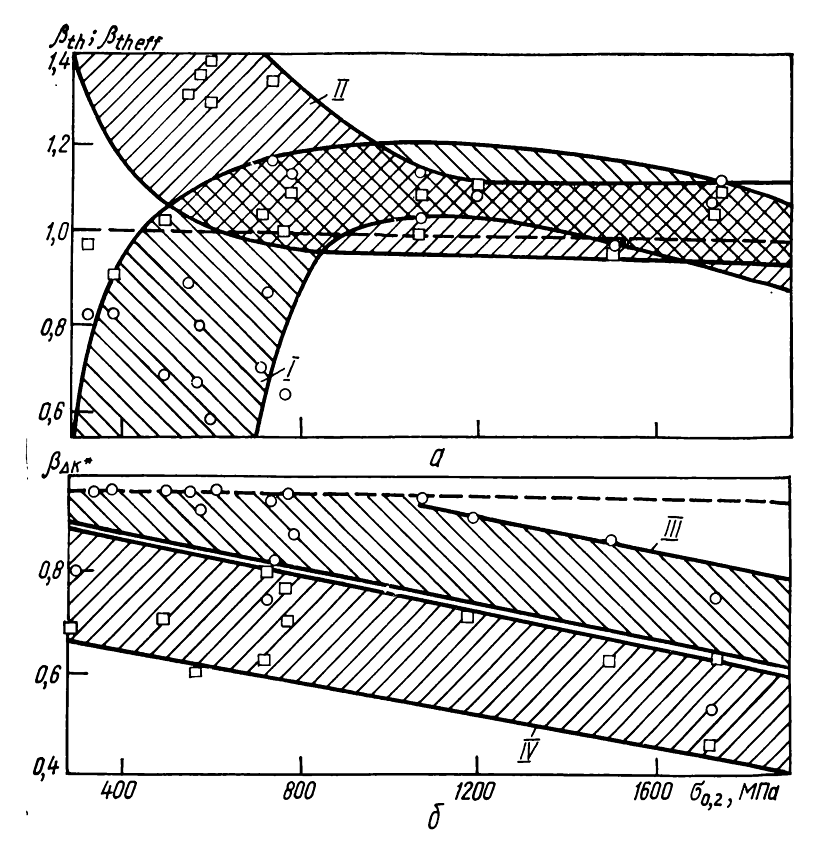



Рис. 11.29. Обобщающие зависимости влияния водорода на пороги усталости (*а*) и ЦТ в среднеамплитудной области КДУР (*б*) конструкционных сталей различного уровня прочности:

*I* — зависимость отношения порогов усталости в водороде и на воздухе $\beta_{th}$ от условного предела текучести; *II* — зависимость отношения эффективных порогов усталости в водороде и на воздухе $\beta_{th\ eff}$ от условного предела текучести; *III*, *IV* — зависимость отношения размахов КИН $\Delta K^*$ в водороде и на воздухе $\beta_{\Delta K^*}$ от условного предела текучести.

их предела текучести (рис. 11.29), сильное отрицательное воздействие водорода на порог ЦТ имеет место лишь при низких значениях предела текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 11.29, *а*). При средних его значениях пороги ЦТ в водороде выше, чем в воздухе. На величину порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ сталей высокой прочности ($\sigma_{0.2} > 1500$ МПа) водород практически не влияет. О ЦТ в эффективных координатах можно косвенно судить на основании данных, полученных при высокой асимметрии цикла, когда ЦТ устраняется ($\Delta K_{th\ eff} = \Delta K_{th}$). Оказалось, что водород в основном повышает размах эффективного порогового КИН $\Delta K_{th\ eff}$, лишь в высокопрочных сталях возможно некоторое уменьшение этого параметра. Наиболее высо-

Таблица 11.2. Параметры ЦТ конструкционных сталей в лабораторном воз

| Марка или тип стали | $\sigma_{0,2}$, МПа | $R$ | $f$, Гц |
|---|---|---|---|
| 35ХН3МФА | 550 | 0,1 | 15 |
| | 740 | 0,1 | 15 |
| | 1180 | 0,1 | 15 |
| | 1180 | 0,1 | 0,2 |
| | 1500 | 0,1 | 15 |
| | 1500 | 0,1 | 0,2 |
| 40Х | 730 | 0,1 | 20 |
| | 730 | 0,1 | 0,2 |
| | 1730 | 0,1 | 20 |
| | 1730 | 0,1 | 2 |
| 708М40 (0,34 C—0,31 Si—0,69 Mn— | 726 | 0,3 | 10 |
| 0 24 Ni) | 726 | 0,3 | 1 |
| 4340 (0,4 C—0,3 Si—0,65 Mn— | 1070 | 0,05 | 50 |
| 0,7 Cr—1,7 Ni—0,2 Mo) | 1070 | 0,7 | 50 |
| | 1740 | 0,05 | 50 |
| | 1740 | 0,05 | 5 |
| Ni—Cr—Mo—V | 780 | 0,1 | 50 |
| | 780 | 0,8 | 50 |
| 2 Ni—Cr—Mo—V | 575 | 0,1 | 90 |
| | 575 | 0,8 | 90 |
| 2,25Cr—Mo | 327 | 0,15 | 50 |
| | 327 | 0,75 | 50 |
| | 390 | 0,05 | 50 |
| | 390 | 0,5 | 50 |
| | 500 | 0,05 | 50 |
| | 500 | 0,05 | 2 |
| | 500 | 0,75 | 50 |
| | 575 | 0,05 | 50 |
| | 575 | 0,1 | 50 |
| | 575 | 0,1 | 1 |
| | 769 | 0,05 | 50 |
| | 769 | 0,05 | 5 |
| | 769 | 0,75 | 50 |
| | 785 | 0,05 | 5 |
| 3,5 Ni—Cr—Mo—V | 602 | 0,1 | 90 |
| | 602 | 0,8 | 90 |
| | 1070 | 0,1 | 90 |
| | 1070 | 0,8 | 90 |

кое значение коэффициента $\beta_{th\ eff}$, равного отношению размахов эффективного порогового КИН $\Delta K_{th\ eff}$ в водороде и на воздухе, имеют низкопрочные стали, когда максимально отрицательное влияние водорода на пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$. Следовательно, в диапазоне низких значений предела текучести ЗТ — фактор, определяющий формирование порогов ЦТ конструкционных сталей в водороде. С повышением прочности

| $\Delta K_{th}$ ($\Delta K_{th\ eff}$), МПа$\cdot\sqrt{м}$ | | $\beta_{th}$ | $\beta_{th\ eff}$ | $\Delta K^*$, МПа$\cdot\sqrt{м}$ | | $\beta_{\Delta K^*}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Воздух | Водород | | | Воздух | Водород | |
| 7,2(3,1) | 6,4(4,1) | 0,89 | 1,32 | 34 | 34 | 1 |
| 6,2(3,0) | 7,2(4,1) | 1,16 | 1,36 | 33 | 28 | 0,85 |
| 4,4(3,2) | 4,9(3,7) | 1,11 | 1,11 | 26 | 25 | 0,96 |
| ... | ... | ... | ... | 26 | 20 | 0,75 |
| 3,2(3,2) | 3,1(3,1) | 0,97 | 0,97 | 22 | 20 | 0,91 |
| ... | ... | ... | ... | 22 | 14 | 0,64 |
| 7,8(4,0) | 6,8(4,2) | 0,7 | 1,05 | 34 | 33 | 0,98 |
| ... | ... | ... | ... | 34 | 28 | 0,83 |
| 3,4(3,4) | 3,7(3,7) | 1,08 | 1,08 | 17 | 9 | 0,53 |
| ... | ... | ... | ... | 17 | 8 | 0,47 |
| ... | ... | ... | ... | 25 | 19 | 0,76 |
| ... | ... | — | ... | 25 | 16 | 0,64 |
| 8,5(...) | 9,8(...) | 1,14 | ... | 35 | 35 | 1 |
| 2,9(2,9) | 3,2(3,2) | 1,1 | 1,1 | ... | ... | ... |
| 3,3(...) | 3,7(...) | 1,12 | ... | 18 | 23 | 0,65 |
| ... | ... | ... | ... | 15 | 23 | 0,78 |
| 4,2(...) | 4,8(...) | 1,14 | ... | 11 | 12 | 0,92 |
| 2,9(2,9) | 3,2(...) | 1,1 | ... | ... | ... | ... |
| 7,0(...) | 4,7(...) | 0,07 | ... | ... | ... | ... |
| 2,2(2,2) | 3,0(3,0) | 1,36 | 1,36 | ... | ... | ... |
| 7,1(...) | 5,8(...) | 0,82 | ... | 25 | 25 | 1 |
| 4,0(4,0) | 3,9(3,9) | 0,98 | 0,98 | ... | ... | ... |
| 9,2(...) | 7,3(...) | 0,81 | ... | 18 | 18 | 1 |
| 5,1(5,1) | 4,6(4,6) | 0,91 | 0,91 | ... | ... | ... |
| 7,7(...) | 5,2(...) | 0,68 | ... | 30 | 30 | 1 |
| ... | ... | ... | ... | 30 | 22 | 0,73 |
| 3,2(3,2) | 3,3(3,3) | 1,03 | 1,03 | ... | ... | ... |
| 8,6(...) | 6,9(...) | 0,8 | ... | ... | ... | ... |
| ... | ... | ... | ... | 30 | 29 | 0,97 |
| ... | ... | ... | ... | 30 | 18 | 0,6 |
| 7,1(...) | 4,6(...) | 0,65 | ... | 25 | 25 | 1 |
| ... | ... | ... | ... | 25 | 20 | 0,8 |
| 2,8(2,8) | 2,8(2,8) | 1,0 | 1,0 | ... | ... | ... |
| ... | ... | ... | ... | 29 | 21 | 0,72 |
| 7,6(...) | 4,5(...) | ЯО, 58 | ... | 28 | 28 | 1 |
| 2,5(2,5) | 3,5(3,5) | 1,4 | 1,4 | ... | ... | ... |
| 2,9(...) | 3,0(...) | 1,04 | ... | ... | ... | ... |
| 2,0(2,0) | 2,0(2,0) | 1,0 | 1,0 | ... | ... | ... |

роль ЗТ ослабевает, однако упрочняющее влияние водорода сохраняется, и это обусловливает повышение пороговых размахов КИН $\Delta K_{th}$.

Анализ влияния водорода на ЦТ сталей в диапазоне средних скоростей РУТ целесообразно проводить на основании оценок коэффициента $\beta_{\Delta K^*} = \Delta K^*_{H_2}/\Delta K^*$, где $\Delta K^*$ и $\Delta K^*_{H_2}$ — размах КИН при скорости РУТ $10^{-7}$ м/цикл [33] соответственно на воздухе и в водороде.

В указанном диапазоне скоростей РУТ роль ЗТ несущественна, поэтому с определенными допущениями можно считать, что изменение ЦТ в водороде вызвано лишь изменением сопротивления разрушению локального объема материала в вершине трещины. Как следует из табл. 11.2, при высокочастотном нагружении (см. рис. 11.29, *б*, область III) водород отрицательно влияет только на высокопрочные стали все сильнее с повышением предела текучести. При понижении частоты нагружения значение коэффициента $\beta_{\Delta K^*}$ уменьшается и отрицательное воздействие водорода на РУТ наблюдается даже для низкопрочных материалов (область IV).

Таким образом, структурная чувствительность конструкционных сталей к воздействию водорода определяется, с одной стороны, изменением способности материала сопротивляться разрушению, а с другой — изменением ЗТ, которое также является структурно чувствительным.

## 11.4. Механизмы влияния газообразных сред на кинетику развития усталостных трещин

В конструкционных материалах при воздействии различных газообразных сред независимо от их состава и структурно-металлургического состояния сплавов существенно понижается ЦТ по сравнению с вакуумом в области низких скоростей РУТ (из этого правила выпадают лишь единичные случаи [12, 34], когда припороговые участки КДУР для вакуума и воздуха сближаются). Кроме того, при повышенных КИН влияние большинства газов незначительно, за исключением РУТ в интенсивно наводороживающих средах. В последнем случае при определенных состояниях материалов и условиях циклического нагружения возможно значительное ускорение РУТ по сравнению с вакуумом или другими газами. Следовательно, в области низких КИН реализуется единый физический механизм воздействия газов на развитие трещин, включая водородсодержащие среды. Это, естественно, не исключает особенностей в механизмах влияния газов в зависимости от их состава. С другой стороны, при повышенных КИН ярко проявляется специфика водорода, что предполагает особый механизм его воздействия на сопротивление разрушению. В этой связи целесообразно выяснить отдельно механизмы влияния газов на РУТ в припороговой области нагружения и водорода при более высоких уровнях КИН.

**Припороговый рост трещин.** Поскольку обычно для определения влияния газов на РУТ сравнивается ЦТ материалов в вакууме и лабораторном (влажном) воздухе, ускорение РУТ в последнем случае часто объясняется с позиций водородного охрупчивания материала зоны предразрушения. В пользу такого предположения свидетельствуют экспериментальный факт наводороживания при РУТ на воздухе материала в вершине трещины [11], более сильный эффект среды с повышением прочности сталей [9], а также меньший размер ПЗ в вершине трещины при РУТ на воздухе, чем в вакууме [35]. В воздухе ускорение РУТ возможно также по механизму периодического образования и разрыва поверхностных, более хрупких, чем металл, пленок. Кроме того, образовавшиеся пленки препятствуют схватыванию (холодной сварке) поверхностей вблизи вершины трещины и ее залечиванию в полуцикле разгрузки.

Для выяснения механизма влияния отдельных газов на РУТ используются модельные среды, для которых характерен лишь один определенный механизм воздействия на материал зоны предразрушения. К таким средам относятся высокоосушенные инертные газы, которые влияют на РУТ лишь путем адсорбции. С использованием в качестве модельной сугубо адсорбционно-активной среды осушенного (2 млн$^{-1}$) гелия был выполнен ряд специально поставленных экспериментов [27], которые показали, что нали-

чие в газе такого незначительного количества влаги не должно повлиять на РУТ. Поскольку в гелии, водороде и на воздухе изменение кинетики припорогового РУТ одного порядка по сравнению с таковой в вакууме (см. рис. 11.26), это дает основания утверждать, что в низкоамплитудной области нагружения во влиянии всех газов, включая водород, существенную роль играет адсорбционный фактор воздействия сред. Рассмотренные закономерности характерны как для высоко-, так и для низкопрочных сталей, а также для других металлов и сплавов, при этом ЗТ, хотя и чувствительно к среде, не ответственно за указанные эффекты [11, 27].

Газы изменяют сопротивление РУТ посредством влияния на ПЗ. Поэтому важно знать, каким образом материал зоны предразрушения «реагирует» на адсорбционное воздействие газообразных сред. Поскольку об условиях циклического деформирования можно в какой-то мере судить по размеру ПЗ, были проведены рентгеноструктурные исследования поверхностей изломов, полученных в различных средах [30] при одинаковых уровнях КИН (рис. 11.30). Обнаружены два параметра, характеризующие ПЗ в вершине трещины: ее протяженность (ось абсцисс) и интенсивность пластической деформации (ось ординат). Так, в стали 40Х протяженность ПЗ максимальна в вакууме (рис. 11.30), а минимальна в водороде; значения, соответствующие РУТ в гелии и на воздухе, занимают промежуточное положение. С другой стороны, интенсивность пластической деформации на поверхности изломов наибольшая в водороде, а наименьшая в вакууме. Таким образом, экспериментально подтверждается обратно пропорциональная зависимость между протяженностью ПЗ и интенсивностью пластической деформации на поверхности разрушения.

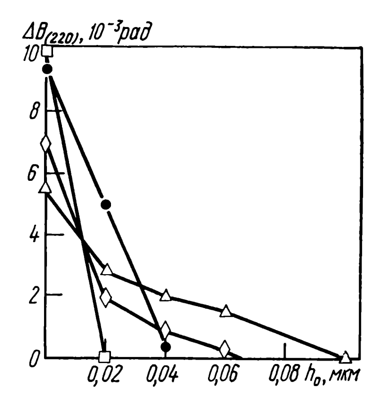



Рис. 11.30. Зависимость ширины дифракционной линии $\Delta B_{(220)}$ от толщины стравленного слоя материала $h_0$ с поверхности излома стали 40Х (отпуск при 920 К) в лабораторном воздухе (●), водороде при давлении 0,12 МПа (□), гелии (◇) и вакууме (△) при $\Delta K = 10$ МПа·$\sqrt{м}$, $f = 20$ Гц, $R = 0{,}1$.

При анализе рассматриваемых экспериментальных данных необходимо учитывать наличие в вершине усталостной трещины двух ПЗ — статической и циклической (реверсивной), находящейся внутри статической и примыкающей к вершине трещины. Усталостное повреждение материала происходит в пределах циклической ПЗ, поэтому скорость РУТ связывают с процессами, протекающими в этой зоне. Поскольку размер статической ПЗ (не говоря уже о циклической) в низкоамплитудной области нагружения чрезвычайно мал, можно допустить, что интенсивность пластической деформации на поверхности излома отражает процессы в циклической ПЗ, т. е. зоне предразрушения. При этом различия в интенсивности пластической деформации в разных средах свидетельствуют о влиянии последних на процессы деформирования материала в зоне предразрушения. Исходя из этого и данных, представленных на рис. 11.30, можно считать, что все газообразные среды облегчают процесс деформирования в зоне предразруше-

ния. В наибольшей степени это характерно для водорода и воздуха, в меньшей — для инертного газа. Такой вывод согласуется с известными представлениями об адсорбционном воздействии внешних сред [1, 36, 37], приводящем к снижению сопротивления сдвигу из-за облегчения выхода дислокаций на поверхность. Не исключение в этом плане и газообразные среды, которые, адсорбируясь на поверхности вершины трещины, снижают сопротивление циклической микротекучести, облегчая деформирование материала и развитие трещины.

Газообразные среды, включая гелий, помимо увеличения интенсивности пластической деформации в зоне предразрушения приводят к уменьшению размера статической ПЗ, т. е. к локализации пластической деформации. Аналогичные результаты получены при сравнении размеров ПЗ и интенсивности пластической деформации для наводороженных и ненаводороженных образцов [38]. При этом сделан вывод, что удельная работа разрушения в наводороженном металле выше, чем и объясняется ускорение РУТ в наводороженных образцах.

Рассмотренный механизм адсорбционного облегчения пластического деформирования материала в вершине трещины, как единственно возможный автономный механизм понижения сопротивления припороговому РУТ, справедлив лишь для инертных газов. Что же касается водородсодержащих сред, здесь необходимо учитывать возможное проникновение водорода в зону предразрушения. О его влиянии на сопротивление материала вершины трещины усталостному разрушению можно судить по относительному размещению припороговых участков КДУР для инертного газа и наводороживающих сред, построенных с учетом ЗТ, т. е. в координатах $v$ — $\Delta K_{eff}$. Влияние наводороживания на эффективные пороги усталости конструкционных сталей неоднозначно (см. рис. 11.26, 11.27) и зависит от уровня прочности материалов. У высокопрочных сталей эффективные пороги ЦТ на воздухе и в водороде ниже, чем в гелии (см. рис. 11.26, $\partial$, $\Delta K_{th} = \Delta K_{th\,eff}$), а у низкопрочных — наоборот, выше (см. рис. 11.27). Аналогичные эффекты получены и при воздействии коррозионных сред (см. гл. 9), когда в зависимости от структурного состояния сталей возможно как увеличение, так и понижение порогов усталости $\Delta K_{th\,eff}$ в сравнении с его значениями при испытаниях в лабораторном воздухе. Рассмотренные особенности влияния наводороживающих сред на припороговую ЦТ конструкционных сталей отражают различный характер воздействия водорода на сопротивление отрыву и сдвигу [4].

**Развитие структурной концепции порогов циклической трещиностойкости конструкционных сталей с учетом специфики воздействия газообразных сред.** Согласно структурной концепции порогов усталости сплавов [39, 40], пороговый размах КИН $\Delta K_{th}$ зависит от четырех опосредованных структурой факторов: размаха пороговой напряженности $\Delta\bar{\sigma}_{th}$, ЗТ, затупления ее вершины, искривления фронта трещины и ее ветвления. Аналитическое выражение для оценки порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$ представлено уравнением (8.10). Привлекая указанную концепцию для объяснения влияния газообразных сред на пороги ЦТ конструкционных сталей, следует учитывать, что среды могут воздействовать на все перечисленные факторы, определяющие уровень $\Delta K_{th}$.

Газообразные среды благодаря адсорбционному облегчению процесса микропластической деформации в приповерхностном слое вершины трещины (в зоне предразрушения) могут понижать сопротивление циклической микротекучести, которое контролирует размах пороговой напряженности $\Delta\bar{\sigma}_{th}$. Это должно, в свою очередь, привести к уменьшению эффективного порога усталости $\Delta K_{th\,eff}$. Однако такое уменьшение не означает адекват-

ного повышения затупления трещины, которое бы привело к восстановлению эффективного порога усталости. Данное встречное влияние двух противодействующих факторов характерно для РУТ на воздухе при изменении структурного состояния материала [41] или температуры испытаний [42], когда, например, понижение сопротивления циклической микротекучести сопряжено с одновременным увеличением затупления вершины трещины. Уменьшение размера ПЗ в вершине трещины вследствие воздействия газообразных сред (в том числе сугубо адсорбционного) (см. рис. 11.30) однозначно указывает на бóльшую остроту трещины по сравнению с трещиной, растущей в вакууме. Следовательно, адсорбционное воздействие среды проявляется в одновременном заострении трещины и снижении сопротивления циклической микротекучести. Оба обстоятельства определяют существенное снижение газами припороговой трещиностойкости сталей. В этом случае на фоне уменьшения эффективного порога усталости $\Delta K_{th\,eff}$ наблюдаемое изменение ЗТ не столь разительно, чтобы кардинальным образом повлиять на изменение сопротивления припорогового РУТ в газах по сравнению с таковым в вакууме.

Водородсодержащие газы помимо адсорбционного воздействия способны наводороживать материал зоны предразрушения, что приводит к повышению его сопротивления сдвигу и уменьшению сопротивления отрыву [4]. В связи с этим можно предположить, что наводороживание металла в вершине трещины обусловливает повышение сопротивления циклической микротекучести и, следовательно, размаха пороговой напряженности $\Delta\bar{\sigma}_{th}$, что согласно концепции порогов усталости должно благотворно повлиять на эффективный порог усталости $\Delta K_{th\,eff}$. Однако рассматриваемая концепция в своей основе базируется на предположении, что физически порог усталости определяется пределом циклической микротекучести. Это оправдано в случае испытаний на воздухе, поскольку, за исключением сталей, обработанных на особо высокую прочность, скольное разрушение не характерно для припорогового РУТ на воздухе [43—45]. В атмосфере водорода скольное разрушение усиливается в первую очередь в высокопрочных сталях [45], что приводит к уменьшению диапазона условного предела текучести, в котором припороговый РУТ контролируется сопротивлением циклической микротекучести. Следовательно, благотворное влияние водорода на уровень эффективного порога усталости $\Delta K_{th\,eff}$ по отношению к данному параметру для воздуха следует ожидать для низкопрочных, а отрицательное — для высокопрочных сталей. Такая инверсия во влиянии водорода на параметр $\Delta K_{th\,eff}$ сталей различного структурного состояния подтверждена экспериментально [27]. В случае припорогового РУТ при высокой асимметрии нагружения, когда ЗТ отсутствует и $\Delta K_{th} = \Delta K_{th\,eff}$, рассматриваемые различные тенденции во влиянии водорода уже касаются номинальных порогов ЦТ $\Delta K_{th}$ (см. табл. 11.2).

Диапазон прочностных свойств, в пределах которого водород упрочняет или разупрочняет материал зоны предразрушения, зависит от интенсивности наводороживания. Последняя изменяется в зависимости от частоты и асимметрии нагружения, а также от давления водорода и температуры испытаний. Очевидно, что для припорогового РУТ в низкопрочных умереннолегированных сталях разрушение по сдвиговому механизму происходит лишь при умеренном наводороживании, т. е. в водороде номинальных параметров (низких температуре и давлении). Можно поэтому предположить, что рост интенсивности наводороживания, вызывающий увеличение доли скольного разрушения, приведет к расширению диапазона условного предела текучести, для которого характерно отрицательное влияние водорода на уровень эффективного порога усталости.

Важным фактором благоприятного влияния водорода на эффективный и номинальный пороги ЦТ конструкционных сталей может оказаться интенсификация ветвления усталостных трещин. Известно [45, 46], что водород приводит к усилению ветвления трещин и, таким образом, способствует ослаблению напряженного состояния в их вершине. По-видимому, положительный эффект от ветвления в наибольшей мере проявляется при РУТ в высокопрочных сталях в связи с реализацией межзеренного разрушения.

Таким образом, при воздействии водорода возможно как повышение, так и понижение эффективных порогов усталости сталей в зависимости от их структурного состояния. Это еще не означает, что влияние на номинальные пороги усталости аналогично, поскольку закрытие и ветвление трещин могут иметь определяющее значение с точки зрения условий формирования порогового размаха КИН $\Delta K_{th}$. Так, в области низкопрочных состояний уменьшение эффекта ЗТ приводит к понижению припороговой ЦТ, несмотря на повышение при воздействии водорода сопротивления циклической микротекучести. В то же время для высокопрочных сталей ветвление трещин в основном нивелирует отрицательное влияние водорода. Лишь для средних уровней прочности (см. рис. 11.29, области I, II) воздействие водорода на номинальные и эффективные пороги ЦТ симбатное. Наглядными с точки зрения инверсии влияния водорода на пороги ЦТ могут служить испытания сталей различной прочности при высокой асимметрии нагружения, когда ЗТ отсутствует.

**Рост усталостных трещин при повышенных КИН.** С ростом КИН различия в кинетике РУТ в вакууме и газообразных средах сглаживаются, что свидетельствует о снижении адсорбционного влияния среды на развитие трещин. Это обусловлено увеличением размера ПЗ в вершине трещины, соответственно удалением от вершины зоны предразрушения, в связи с чем ослабевает влияние поверхности на процессы циклического деформирования материала в этой зоне. Сказанное не касается водорода, поскольку его влияние на РУТ в конструкционных сталях согласуется с общепринятыми представлениями о чувствительности материалов к водородному охрупчиванию. В соответствии с этими представлениями наибольшей склонностью к водородному охрупчиванию обладают высокопрочные стали, при этом наводороживание приводит к увеличению скорости РУТ из-за падения когезивной прочности материала в зоне предразрушения. Критическая ситуация в вершине трещины достигается при определенной комбинации концентрации водорода и уровня КИН. Уменьшение прочности сталей означает понижение градиента напряжения и самого напряжения в вершине трещины, что ослабляет диффузию водорода в зону предразрушения и снижает возможность достижения требуемой концентрации. В результате степень проявления водородного охрупчивания уменьшается.

В сталях повышенной пластичности при коррозионном РУТ транспорт водорода в зону предразрушения, вероятно, происходит при помощи движущихся дислокаций [25, 47]. Базируясь на таком предположении, П. Мак-Интайр [25] объясняет характерную при РУТ в водороде немонотонность частотной зависимости коэффициента влияния среды $\beta_{\Delta K}$ (см. рис. 11.12). Максимальное влияние водорода соответствует той частоте нагружения, которая обеспечивает его эффективное взаимодействие с дислокациями. При более низких коэффициентах асимметрии подвижность водорода опережает подвижность дислокаций, что понижает эффективность рассматриваемого вида транспорта водорода в зону предразрушения. И наоборот, при более высокой частоте нагружения скорость движения дислокаций будет опережать подвижность водорода, что также уменьшает вероятность взаимодействия водорода с дислокациями.

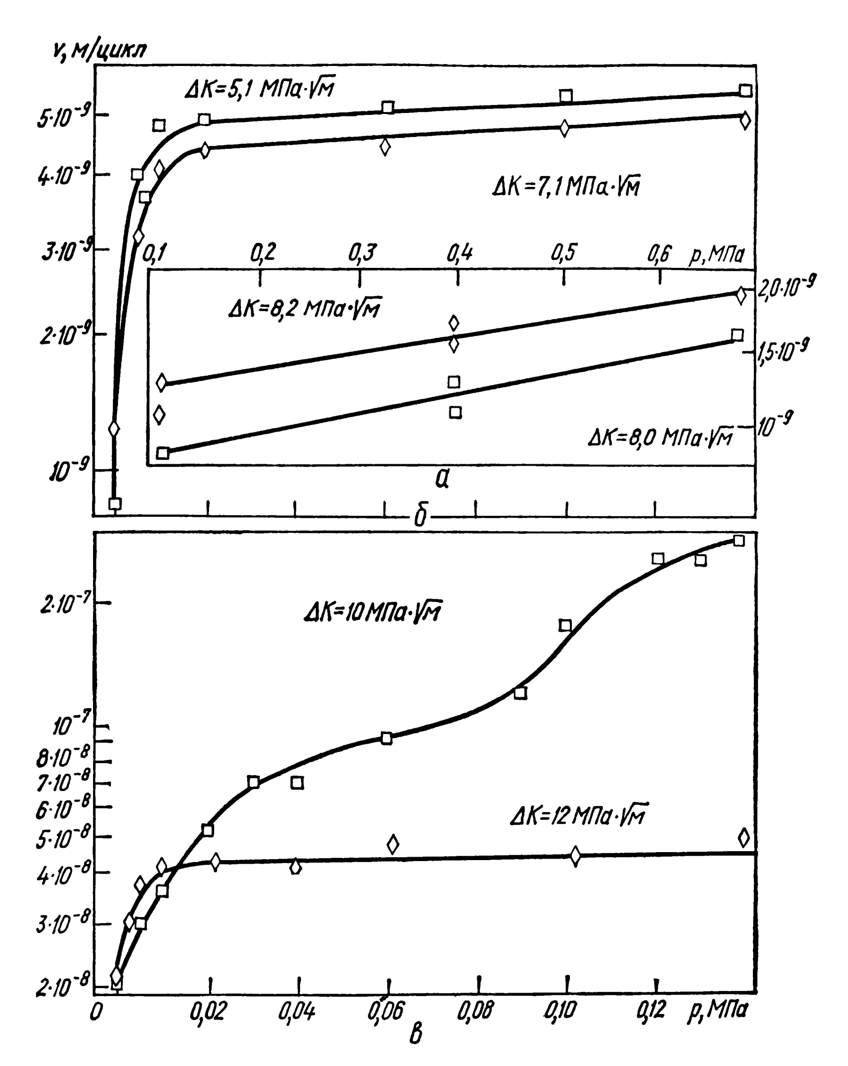



Рис. 11.31. Влияние давления $p$ водорода (□) и гелия (◇) на скорость РУТ в стали 40Х:

*а* — отпуск при 920 К; *б*, *в* — отпуск при 470 К.

Принципиальные различия в механизмах воздействия водорода при низких и повышенных КИН часто проявляются в связи с изменением характера влияния различных факторов на кинетику разрушения. Так, повышение температуры приводит к торможению РУТ, если в воздействии водорода доминируют поверхностные процессы, и ускорению РУТ, когда кинетику разрушения контролирует транспорт (по-видимому, диффузия) водорода в зону предразрушения (см. рис. 11.17).

Различной интенсивностью процессов адсорбции и диффузии водорода можно объяснить влияние на РУТ в стали 40Х изменения давления газа (рис. 11.31) [27]. В высокоотпущенной стали РУТ незначительно ускоряется с повышением давления от 0,1 до 0,7 МПа. Такая же картина наблюдается и в инертном газе (рис. 11.31, *а*). В низкоотпущенной стали подобный характер влияния гелия и водорода сохраняется лишь при низких скоростях РУТ (рис. 11.31, *б*). Однако при высоких размахах КИН $\Delta K$ характер зависимостей $v - p$ изменяется (рис. 11.31, *в*). Если изменение давления гелия в большей части исследуемого диапазона практически не влияет на кинетику разрушения, то в водороде РУТ ускоряется с повышением давления. Таким образом, когда РУТ в водороде интенсифицируется вследствие адсорбционного понижения прочности, давление водорода влияет так же, как при испытаниях в инертном газе. Если же реализуется механизм водородного охрупчивания, фактор давления проявляется сильнее, отражая определенную связь между давлением водородной атмосферы и количеством водорода, поступающего в зону предразрушения.

В механизмах и закономерностях РУТ в конструкционных сталях при воздействии коррозионных сред (см. гл. 9) и газообразного водорода существует определенная общность и принципиальные отличия. При повышенных КИН, когда при воздействии водных сред наиболее вероятен водородный механизм ускорения РУТ, закономерности в кинетике разрушения в коррозионной и газообразной средах в зависимости от структурного состояния сталей и параметров циклического нагружения одинаковые. При низких припороговых КИН характер воздействия коррозионных сред и газообразного водорода, как правило, принципиально различен, особенно при РУТ в низкопрочных сталях. В водороде пороги ЦТ понижаются из-за ослабления эффекта ЗТ (см. рис. 11.29), а в коррозионной среде, наоборот, повышаются (см. рис. 9.29) в основном из-за усиления ЗТ и усложнения морфологии вершины трещины. Фактически и в первом и во втором случае ответственный за эти эффекты коррозионный фактор: при РУТ в водороде он не проявляется, что исключает ЗТО, а в коррозионных средах проявляется через повышение ЗТ и затупление трещины.

**ГЛАВА 12**

# МЕХАНИКА МАЛОЦИКЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

## 12.1. Особенности напряженно-деформированного состояния около трещин при упругопластическом деформировании

При малоцикловом разрушении около трещин происходят нестационарные процессы циклического пластического деформирования. При этом размеры зон пластических деформаций сопоставимы с размерами трещин и нагружаемых тел. В ряде случаев пластические деформации полностью охватывают опасные сечения, трещины распространяются в пластически деформируемых объемах с уровнями деформаций, существенно превышающими предельные упругие для данного конструкционного металла. Неупругие деформации в зонах трещин при малоцикловом нагружении зависят от длины трещин, числа циклов нагружения, циклических свойств металла, температуры, времени, частоты и формы цикла нагружения [1—6]. Таким образом, при малоцикловом нагружении критерии и уравнения линейной механики разрушения становятся неприменимыми и в основу анализа кинетики напряженно-деформированных состояний и процессов развития трещин должны быть положены подходы и аппарат нелинейной механики деформирования и разрушения. Один из наиболее сложных вопросов нелинейной механики деформирования и разрушения — вопрос о кинетических процессах циклического упругопластического деформирования и образования трещин в зонах и вне зон концентрации напряжений, а также о развитии трещин малоциклового нагружения в полях непрерывно перераспределяющихся пластических деформаций. Проблема нелинейной механики малоциклового деформирования и разрушения включает в себя [1—6]:

1) определение свойств материалов при циклическом упругопластическом деформировании в широком диапазоне деформаций, чисел циклов, температур и времени;

2) установление критериев образования трещин в условиях однородных напряженных состояний;

3) анализ полей упругопластических деформаций в зонах концентрации напряжений и накопления циклических повреждений до момента образования трещин;

4) нахождение напряженно-деформированных состояний в зонах трещин в циклической температурно-временной постановке;

5) выявление критериев распространения малоцикловых трещин и описание диаграмм роста трещин;

6) анализ условий перехода трещин малоциклового разрушения в неустойчивое предельное состояние.

Решение этой проблемы составляет основу инженерных методов расчета прочности, долговечности и живучести машин и конструкций, работающих в условиях повторяющихся экстремальных механических и термомеханических нагрузок. Каждая из указанных составляющих проблемы механики малоциклового деформирования и разрушения требует постановки соответствующих экспериментальных и расчетных исследований.

При малоцикловом нагружении гладких лабораторных образцов в общем случае за счет проявления циклической нестабильности сопротивление повторным упругопластическим деформациям изменяется от цикла к циклу, начиная с первого (исходного) полуцикла. В связи с этим напряженно-деформированные состояния в зонах трещин при малоцикловом нагружении зависят от циклических свойств материалов, числа циклов нагружения и уровня упругопластических деформаций в исходном полуцикле. Для анализа свойств материалов при однократном нагружении напряженно-деформированных состояний используются диаграммы деформирования, получаемые непосредственно из эксперимента (при однократном статическом и малоцикловом нагружении), или аппроксимированные диаграммы [1—6]. В первом случае в качестве параметров диаграмм однократного деформирования могут использоваться координаты соответствующих точек на кривой «напряжение—деформация» (расчеты обычно выполняются на ЭВМ) или функция пластичности (например, А. А. Ильюшина):

$$\sigma = Ee(1 - \omega_e), \tag{12.1}$$

где $e$ — истинная деформация; $\omega_e$ — безразмерная функция пластической деформации ($0 \leqslant \omega_e \leqslant 1$). Широко применяется в расчетах линейная аппроксимация диаграмм деформирования

$$\sigma = \sigma_т + G_т(e - e_т), \tag{12.2}$$

где $e_т$ — деформация в начале текучести (деформации на пределе текучести); $G_т$ — модуль упрочнения в упругопластической области ($0 \leqslant G_т \leqslant E$). Повышение точности расчетов в неупругой области (особенно для материалов со значительным упрочнением и с площадкой текучести) достигается при использовании полигональной аппроксимации. Для равных диапазонов деформаций $e_n \leqslant e \leqslant e_{n+1}$

$$\sigma = \sigma_n + \frac{\sigma_{n+1} - \sigma_n}{e_{n+1} - e_n}(e - e_n) = a_n + b_n e, \tag{12.3}$$

где $a_n$, $b_n$ — параметры диаграммы деформирования.

Из уравнений (12.2) и (12.3) следует, что при линейной аппроксимации, являющейся частным случаем полигональной, $a_n = \sigma_т - G_т e_т$ и $b_n = G_т$. Реальные диаграммы деформирования металлов в неупругой области имеют нелинейную форму с переменными по мере увеличения деформации параметрами кривизны. Такая форма кривых деформирования связана с неоднородностью структуры, наличием в материале остаточных микронапряжений и развитием микродефектов в процессе нагружения за пределом текучести. Связь между напряжениями и деформациями в неупругой области в этом случае записывается в виде степенного уравнения типа Ремберга—Осгуда

$$e = \frac{\sigma}{E} + k\sigma^p, \tag{12.4}$$

где $k$ и $p$ — постоянные материала ($p \geqslant 1$), а нелинейная связь между ними — дробно-линейной функцией

$$e = (\gamma\sigma - \beta)/(\alpha - \sigma), \tag{12.5}$$

где $\alpha$, $\beta$, $\gamma$ — характеристики материала,

Наиболее широко для анализа напряжений и деформаций в упругопластической области используется наряду с линейной по уравнению (12.2) степенная аппроксимация диаграммы деформирования

$$\sigma = \sigma_т \, (e/e_т)^m, \tag{12.6}$$

где $m$ — характеристика упрочнения материала в упругопластической области ($0 \leqslant m \leqslant 1$).

Уравнения (12.2) и (12.6) с параметрами упрочнения $G_т$ и $m$ наиболее просты и удобны при аналитическом определении напряженного и деформированного состояния в зонах трещин.

При однократном статическом растяжении определяются основные стандартные механические свойства — предел пропорциональности $\sigma_{пц}$, физический предел текучести $\sigma_т$, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности $\sigma_в$, сопротивление разрыву в шейке $S_к$, относительное сужение $\psi_к$ и удлинение $\delta_к$, модуль упругости $E$. Характеристики $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$, $S_к$, $\delta_к$ и $E$ устанавливают через условные напряжения $\sigma_0$ и деформации (без учета уменьшения площади поперечного сечения $F_0$ и увеличения длины рабочей части образца $L_0$)

$$\sigma_0 = P/F_0; \quad \delta_к = (L - L_0)/L_0. \tag{12.7}$$

Изменение диаметра поперечного сечения образца позволяет определить как исходное $F_0$, так и текущее значение площади поперечного сечения $F$, относительного сужения $\psi$ и истинного напряжения $\sigma$:

$$\psi = (F_0 - F)/F_0, \quad \sigma = P/F = \sigma_0/(1 - \psi). \tag{12.8}$$

В момент разрушения $\sigma = S_к$ и $\psi = \psi_к$.

По величинам относительного сужения $\psi$ и $\psi_к$ могут быть вычислены предельные логарифмические деформации $e$ и $e_к$ (обозначается еще как $e_c$):

$$e = \ln \frac{1}{1 - \psi}; \quad e_к = \ln \frac{1}{1 - \psi_к}. \tag{12.9}$$

Наряду с указанными абсолютными значениями напряжений и деформаций в расчетах эффективно использовать относительные напряжения $\bar{\sigma}$ и деформации $\bar{e}$

$$\bar{\sigma} = \sigma/\sigma_т, \quad \bar{e} = e/e_т. \tag{12.10}$$

Тогда уравнения (12.2) и (12.6) с учетом того, что $\bar{\sigma}_т = \bar{e}_т = 1$, можно переписать в виде

$$\bar{\sigma} = 1 + \bar{G}_т \, (\bar{e} - 1); \tag{12.11}$$

$$\bar{\sigma} = \bar{e}^m, \tag{12.12}$$

где $\bar{G}_т$ — относительный модуль упрочнения ($\bar{G}_т = G_т/E$).

Диаграммы деформирования в координатах $\bar{\sigma} - \bar{e}$, построенные по уравнениям (12.11) и (12.12), представлены на рис. 12.1. Удовлетворительное совпадение степенной и линейной аппроксимаций диаграмм деформирования получается, когда характеристики упрочнения $m$ и $G_т$ связаны [3] зависимостью, близкой к линейной при $0 \leqslant m \leqslant 0{,}3$ и $G_т \approx 0{,}35\, m$.

Параметры диаграммы деформирования $m$, $\bar{\sigma}_т$ и $\sigma_т$ устанавливаются по данным статических испытаний с записью напряжений и деформаций (продольных или поперечных) в соответствующем масштабе. В ряде случаев автоматическая регистрация диаграмм деформирования с надлежащей точностью затруднена. Поэтому возникает необходимость в определе-

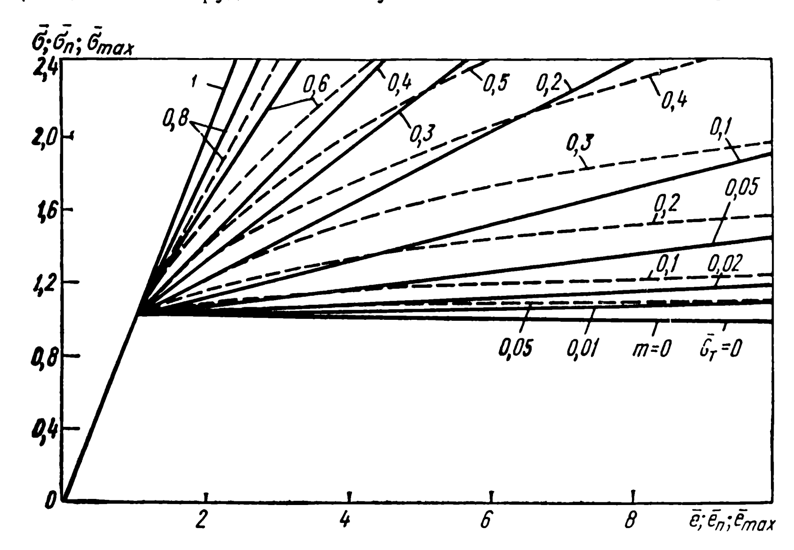



Рис. 12.1. Аппроксимированная диаграмма деформирования в относительных координатах:

—— — линейная аппроксимация; — — — — степенная аппроксимация.

нии этих параметров по стандартным характеристикам механических свойств ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$, $\delta$, $\psi$).

Уравнения (12.9) и (12.10) для относительных деформаций принимают вид

$$\bar{e} = \frac{1}{e_т} \ln \frac{1}{1-\psi}. \qquad (12.13)$$

Если в первом приближении считать, что уравнение (12.13) справедливо при напряжениях $\sigma_т \leqslant \sigma \leqslant S_к$, то

$$m' = \frac{\lg (S_к/\sigma_т)}{\lg\left(\frac{1}{e_т} \ln \frac{1}{1-\psi_к}\right)}. \qquad (12.14)$$

Величина $m'$ может быть определена и с использованием условного предела текучести

$$m' = \frac{\lg (S_к/\sigma_{0,2})}{\lg\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}/E + 0,2\cdot 10^{-2}} \ln \frac{1}{1-\psi_к}\right)}. \qquad (12.15)$$

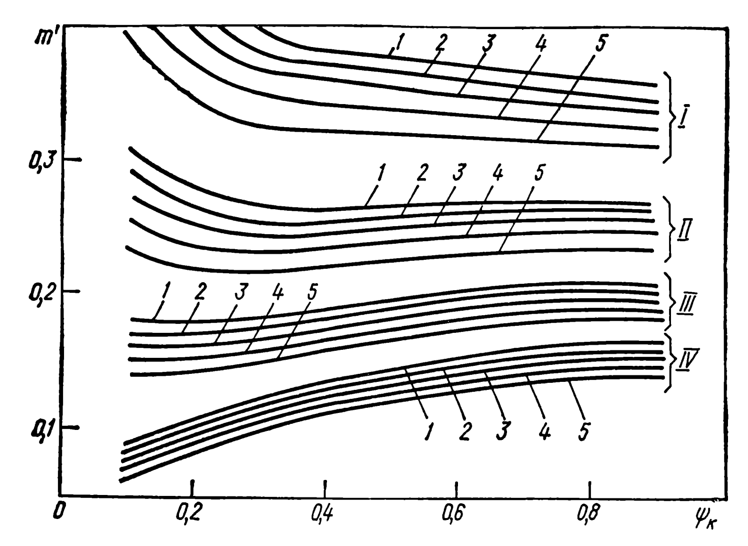



Рис. 12.2. Связь между показателем упрочнения и механическими свойствами сталей:

1—$\sigma_{0,2}$=1000 МПа; 2—$\sigma_{0,2}$=800 МПа; 3—$\sigma_{0,2}$=600 МПа; 4—$\sigma_{0,2}$=400 МПа; 5—$\sigma_{0,2}$=200 МПа; I—$\sigma_{0,2}/\sigma_в$=0,3; II—$\sigma_{0,2}/\sigma_в$=0,5; III—$\sigma_{0,2}/\sigma_в$=0,7; IV—$\sigma_{0,2}/\sigma_в$=0,9.

Принимая, что для малоуглеродистых и низколегированных пластичных сталей сопротивление разрыву $S_к$ связано с пределом прочности $\sigma_в$ и относительным сужением $\psi_к$ зависимостью

$$S_к/\sigma_в = 1 + 1{,}4\psi_к, \quad (12.16)$$

при $E = 2\cdot 10^5$ МПа величину $m'$ на основе уравнений (12.15) и (12.16) можно записать в виде

$$m' = \frac{\lg\left[\frac{\sigma_в}{\sigma_{0,2}}(1 + 1{,}4\psi_к)\right]}{\lg\left[\left(10^5 \ln\frac{1}{1-\psi_к}\right)/(200 + 0{,}5\sigma_{0,2})\right]}. \quad (12.17)$$

На рис. 12.2 в зависимости от механических свойств сталей ($\psi_к$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$) показаны значения $m'$.

По мере приближения напряжений $\sigma$ к истинному сопротивлению разрыву $S_к$ показатель степени . увеличивается. Это связано с образованием шейки, являющейся местом концентрации деформаций и напряжений, и локализацией пластических деформаций в ней. Учет эффекта концентрации деформаций $K_e$ и напряжений $K_\sigma$ в шейке позволяет определить [6]

уточненное значение показателя упрочнения

$$m'' = \frac{\lg\left[K_\sigma \frac{\sigma_в}{\sigma_{0,2}}(1 + 1,4\psi_к)\right]}{\lg\left[\left(K_e 10^5 \ln\frac{1}{1-\psi_к}\right)/(200 + 0,5\sigma_{0,2})\right]}. \qquad (12.18)$$

Для сталей с отношением предела текучести к пределу прочности, лежащем в диапазоне 0,5—0,85, и относительным сужением $\psi_к$ в диапазоне 0,5—0,7 значения показателя $m''$ по уравнению (12.18) отличаются от $m'$ по уравнению (2.17) на 19—22 % [3]. С учетом этого можно принять

$$m = \bar{m}m', \qquad (12.19)$$

где $\bar{m}$ — коэффициент, равный примерно 0,75.

Уравнения (12.14)—(12.19) дают возможность определить показатель упрочнения $m$ в случае степенной аппроксимации диаграммы деформирования по характеристикам механических свойств, устанавливаемым из стандартных опытов на статическое растяжение. Модуль упрочнения $\bar{G}_т$ в случае линейной аппроксимации можно определить по величине $m$.

При деформациях на уровне условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ условные $\sigma_0$ и истинные $\sigma$ напряжения мало отличаются между собой в силу незначительного изменения площади поперечного сечения образца. Поэтому можно уравнение (12.6) использовать для определения предела текучести $\sigma_т$ по условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ и показателю степени $m$:

$$\sigma_т = \left[\frac{\sigma_{0,2}}{(E\cdot 0,2\cdot 10^{-2} + \sigma_{0,2})^m}\right]^{1/(1-m)}. \qquad (12.20)$$

С учетом уравнений (12.8), (12.12) и (12,13) выражение для относительных условных напряжений следующее:

$$\bar{\sigma}_0 = (1-\psi)\bar{\sigma} = (1-\psi)\left(\frac{1}{e_т}\ln\frac{1}{1-\psi}\right)^m \qquad (12.21)$$

Так как относительное сужение $\psi$ связано с относительной продольной деформацией $\bar{e}$ уравнением, полученным с использованием уравнения (12.13)

$$\psi = 1 - 1/\exp(\bar{e}e_т), \qquad (12.22)$$

то уравнение (12.21) можно записать в виде

$$\bar{\sigma}_0 = \frac{\bar{e}^m}{\exp(\bar{e}e_т)}. \qquad (12.23)$$

При $\bar{\sigma}_0 = \bar{\sigma}_в$, продольная деформация $\bar{e}$ равна равномерной деформации $\bar{e}_в$, тогда на основе уравнения (12.22)

$$\bar{e}_в = \frac{1}{e_т}\ln\frac{1}{1-\psi_в} \text{ или } \psi_в = 1 - 1/\exp(\bar{e}_в e_т), \qquad (12.24)$$

где $\psi_в$ — относительное равномерное сужение.

Зависимость относительной продольной разрушающей деформации $\bar{e}_к$ от относительного сужения $\psi_к$ аналогична:

$$\bar{e}_к = \frac{1}{e_т} \ln \frac{1}{1 - \psi_к} \quad \text{или} \quad \psi_к = 1 - 1/\exp(\bar{e}_к e_т). \qquad (12.25)$$

Взяв производную от $\bar{\sigma}_0$ по $\bar{e}$ на основе уравнения (12.23) из условий $\bar{\sigma}_0 = \bar{\sigma}_в$ и $d\bar{\sigma}_0/d\bar{e} = 0$, получим [6]

$$\bar{e}_в = \frac{m}{e_т} \quad \text{или} \quad e_в = m. \qquad (12.26)$$

Таким образом, показатель упрочнения численно равен равномерной продольной логарифмической деформации. Равномерное сужение $\psi_в$, определяющее деформацию $e_в$, оценивается по приближенной формуле

$$\psi_в = \psi_к \frac{1 - \sigma_{0,2}/\sigma_в}{S_к/\sigma_в - \sigma_{0,2}/\sigma_в} \quad . \qquad (12.27)$$

При известном значении относительного продольного удлинения $\delta_к$ легко найти относительное равномерное сужение $\psi_к$. Например, для образца с отношением длины к диаметру, равному 5 [3],— по формуле

$$\psi_в = (\delta_5 - 0,1)/(\delta_5 + 1,0). \qquad (12.28)$$

При оценках трещиностойкости крупногабаритных деталей машин и элементов конструкций следует иметь в виду зависимость механических свойств металлов от абсолютных размеров сечений. Влияние последних на механические свойства проявляется в связи с металлургическими особенностями процесса изготовления сталей (кристаллизация, прокатка, термообработка). Увеличение толщин или диаметров листов и поковок вызывает обычно снижение прочности и пластичности. Уменьшение характеристик механических свойств при увеличении площади поперечного сечения $F$ описывается [3] степенными функциями. Снижение пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и пределов прочности $\sigma_в$ мало зависит от степени легирования сталей, а сами эти величины для данного сечения $F$ выражаются через эти же характеристики $(\sigma_{0,2})_0$ и $(\sigma_в)_0$ для лабораторного образца с площадью $F_0$ соотношениями

$$\sigma_{0,2} = (\sigma_{0,2})_0 (F_0/F)^{m_{0,2}}; \qquad (12.29)$$

$$\sigma_в = (\sigma_в)_0 (F_0/F)^{m_в}. \qquad (12.30)$$

Значения показателей степени $m_{0,2}$ и $m_в$ в выражениях (12.29) и (12.30) практически совпадают и примерно равны 0,013.

Уменьшение пластичности $\psi_к$ с увеличением площади $F$ более интенсивное, чем уменьшение пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности $\sigma_в$:

$$\psi_к = (\varphi_к)_0 (F_0/F)^{m_\psi}, \qquad (12.31)$$

где $m_\psi$ — характеристика материала ($m_\psi = 0,024 \div 0,040$). Повышение степени легирования сталей ослабляет влияние абсолютных размеров се-

чений на относительное сужение $\varphi_к$. Показатель степени $m_s$, характеризующий уменьшение истинного сопротивления разрыву $S_к$ в шейке по уравнению

$$S_к = (S_к)_0 (F_0/F)^{m_s}, \qquad (12.32)$$

в соответствии с результатами экспериментов равен примерно 0,040 и мало зависит от степени легирования стали. Характеристики упрочнения $m$ в упругопластической области для конструкционных сталей практически не зависят от площади сечений $F$.

Приведенные выше данные о сопротивлении упругопластическим деформациям и разрушению, о параметрах уравнений (12.1)—(12.32) используются в дальнейшем для описания закономерностей деформирования в зонах трещин при однократном и малоцикловом нагружениях.

## 12.2 Диаграммы деформирования при малоцикловом нагружении

При малоцикловом нагружении происходит изменение сопротивления упругим и неупругим деформациям [1—6]. Нагружение в обратном направлении по отношению к исходному упругопластическому деформированию характеризуется уменьшением модуля разгрузки (до 3—9 %), предела пропорциональности (на 5—80 %) и повышением характеристик упрочнения ($m$, $G_т$) в неупругой области (эффект Баушингера). Последующее циклическое нагружение в зависимости от свойств металла и температуры испытаний может сопровождаться увеличением, уменьшением или постоянством сопротивления упругопластическим деформациям. Процессы циклического упрочнения и разупрочнения металлов связаны с их исходным структурным состоянием и его изменением под действием циклических пластических деформаций, образованием и перераспределением остаточных микронапряжений, а также возникновением и развитием микроповреждений.

Уравнения состояния при малоцикловом нагружении, связывающие в количественной форме напряжения и деформации для заданного числа циклов, разрабатывались [1—6] с использованием ряда гипотез. Широкое применение при этом получили статистическая модель циклически упругопластически деформируемого твердого тела, модель, основанная на учете микронапряжений, циклического разрыхления и накопления микроповреждений. При этом обобщения принципа Мазинга позволили распространить теорию малых упругопластических деформаций на малоцикловое нагружение. Эффективным при решении задач об определении несущей способности элементов конструкций оказалось использование обобщенных диаграмм циклического деформирования.

Характеристики сопротивления циклическим упругопластическим деформациям получаются по данным малоцикловых испытаний гладких цилиндрических, трубчатых или плоских образцов в условиях нагружения с заданными амплитудами напряжений (мягкое нагружение) или деформаций (жесткое нагружение). На рис. 12.3 прив дены схемы кривых циклического деформирования при мягком (постоянная амплитуда напряжения $\sigma_a$) и жестком (постоянная амплитуда деформации $\bar{e}_a$) нагружениях и основные обозначения (в относительных координатах). Нагружение в исходном (нулевом, $k = 0$) полуцикле характеризуется напряжением $\bar{\sigma}^{(0)}$ и деформацией $\bar{e}^{(0)}$.

Последующие кривые циклического деформирования рассматриваются в координатах $\bar{S} - \bar{\varepsilon}$, начало которых совмещается с началом разгрузки в каждом полуцикле. Разгрузка после нулевого полуцикла происходит по линии, близкой к прямой до предела текучести $\bar{S}_{т}^{(1)}$. В разгруженном образце возникает пластическая деформация $\bar{e}_{п}^{(0)}$. Нагружение в первом полуцикле при сжимающих напряжениях, превышающих величи-

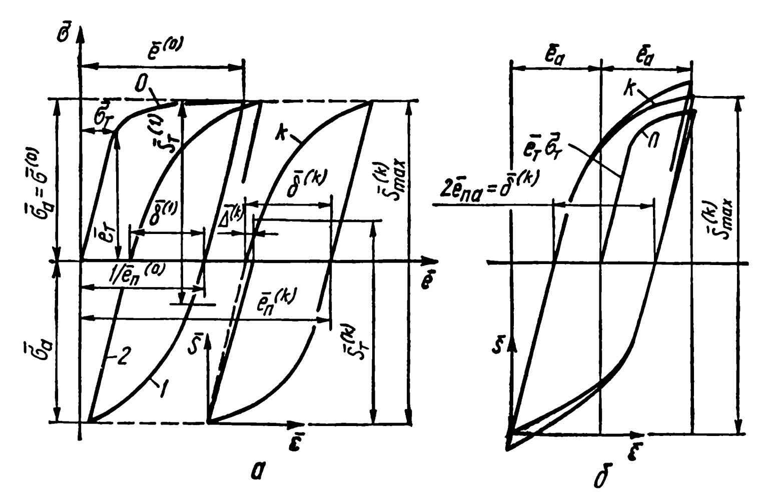


Рис. 12.3. Кривые циклического деформирования при мягком (*а*) и жестком (*б*) нагружениях.

ну $\bar{S}_{т}^{(1)} - \bar{\sigma}^{(0)}$, приводит к образованию пластических деформаций. Разгрузка после первого полуцикла, проходящая практически упруго, позволяет определить ширину петли $\bar{\delta}^{(1)}$ первого полуцикла. Нагружение во втором и последующем полуциклах происходит с образованием петель упругопластического истерезиса с изменяющейся в общем случае шириной петли. Упругопластическое деформирование в $k$ полуцикле характеризуется размахом напряжений $\bar{S}_{max}^{(k)}$ (при симметричном цикле напряжений $\bar{S}_{max}^{(k)} = 2\bar{\sigma}^{(0)}$), шириной петли $\bar{\delta}^{(k)}$, односторонне накопленной суммарной пластической деформацией $\bar{e}_{п}^{(k)}$ и деформацией циклической анизотропии $\bar{\Delta}^{(k)}$, равной разности между шириной петли в полуцикле $k$ и в полуцикле $k+1$.

Переход от системы координат $\bar{S} - \bar{\varepsilon}$ к системе $\bar{\sigma} - \bar{e}$ осуществляется с использованием соотношений

$$\bar{\sigma}^{(k)} = \bar{\sigma}^{(k-1)} + (-1)^k \bar{S}^{(k)}, \tag{12.33}$$

$$\bar{e}^{(k)} = \bar{e}^{(k-1)} + (-1)^k \bar{\varepsilon}^{(k)}. \tag{12.34}$$

При малоцикловом жестком нагружении, когда в процессе испытаний амплитуда упругопластической деформации $\bar{e}_a$ постоянна, с накопле-

нием числа циклов в общем случае изменяются размахи напряжений $S^{(k)}_{max}$ и ширина петли $\bar{\delta}^{(k)}$. Одностороннего накопления пластических деформаций при этом режиме нагружения не происходит.

Независимо от режима нагружения кривые циклического деформирования образуют обобщенную диаграмму циклического деформирования [1—6]. Схема такой диаграммы для симметричного цикла напряжений показана на рис. 12.4. Реверсирование нагружения в точках I, II, III и

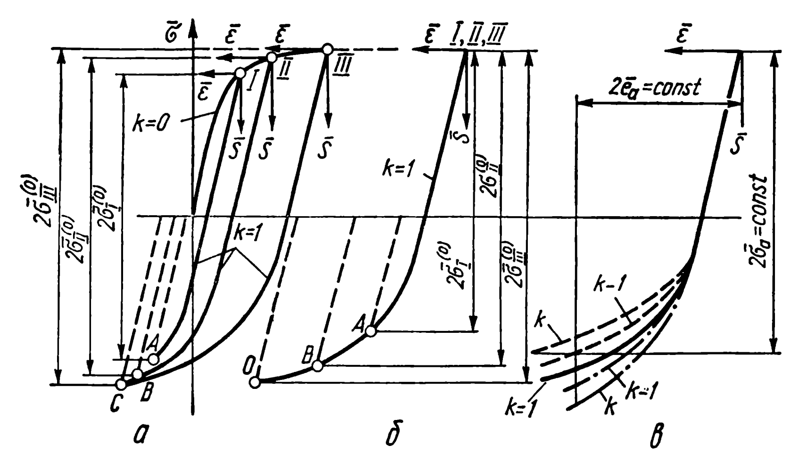


Рис. 12.4. **Схема** обобщенной диаграммы малоциклового деформирования:

*а* — исходный и первый полуциклы; *б* — обобщенная кривая для первого полуцикла; *в* — обобщенная кривая в полуциклах $k-1$ и $k$.

последующее нагружение в первом полуцикле с размахом напряжений $2\bar{\sigma}^{(0)}_{I}$, $2\bar{\sigma}^{(0)}_{II}$ и $2\bar{\sigma}^{(0)}_{III}$, заканчивающееся соответственно в точках *А*, *В* и *С*, позволяет определить ширину петли первого полуцикла для каждого уровня напряжений (рис. 12.4, *а*).

Введя координаты «$\bar{S}$ — $\bar{\varepsilon}$» для первого полуцикла в точках I, II и III и совместив точки, как показано на рис. 12.4, *б*, можно получить обобщенную диаграмму деформирования в первом полуцикле. Точки *А*, *В* и *С*, характеризующие окончание нагружения в первом полуцикле (рис. 12.4, *а*), для заданного уровня напряжений расположены на одной кривой. Для размахов напряжений $\bar{\sigma}^{(0)}_{I}$, $2\bar{\sigma}^{(0)}_{II}$ и $2\bar{\sigma}^{(0)}_{III}$ по этой кривой определяется соответствующая ширина петли.

На обобщенную кривую деформирования укладываются не только конечные, но и все промежуточные точки кривых деформирования для заданного уровня напряжений.

Аналогично строится обобщенная диаграмма деформирования для любого *k* полуцикла (рис. 12.4, *в*). В зависимости от циклических свойств материала сопротивление упругопластическим деформациям *b* и *k*—1 полуциклах может быть как выше, так и ниже сопротивления деформированию в первом полуцикле ($k = 1$). В первом случае материал — циклически упрочняющийся, во втором — циклически разупрочняющийся. При мягком нагружении ($2\bar{\sigma}_a$ = const) циклическое упрочнение харак-

теризуется уменьшением упругопластических деформаций с накоплением числа полуциклов; при циклическом разупрочнении упругопластические деформации при увеличении числа циклов растут. Если упругопластические деформации в процессе циклического деформирования не изменяются, то материал циклически стабильный. Жесткое нагружение ($2\bar{e}_a = \text{const}$) циклически упрочняющихся материалов сопровождается увеличением максимальных напряжений цикла; при циклическом разупрочнении максимальные напряжения в полуциклах уменьшаются.

Пластическая составляющая деформаций в $k$ полуцикле для данного размаха напряжений $\bar{S}^{(k)}$ (в координатах $\bar{S}-\bar{\varepsilon}$) равна ширине петли $\bar{\delta}^{(k)}$ (см. рис. 12.3 и 12.4, *б*), тогда упругопластическая деформация $\bar{\varepsilon}^{(k)}$ в полуцикле $k$ определяется как сумма

$$\bar{\varepsilon}^{(k)} = \bar{S}^{(k)} + \bar{\delta}^{(k)}, \tag{12.35}$$

где $\bar{S}^{(k)}$ — текущее значение напряжения; $\bar{\delta}^{(k)}$ — ширина петли, соответствующая напряжению $\bar{S}^{(k)}$. Если циклический предел текучести $\bar{S}_{\text{т}}^{(k)}$, так же как и предел текучести $\bar{\sigma}_{\text{т}}$ в исходном нагружении, определять с допуском на пластическую деформацию, то, как показывают результаты экспериментов, можно принять

$$\bar{S}_{\text{т}}^{(k)} \cong \bar{S}_{\text{т}}^{(1)} = 2\bar{\sigma}_{\text{т}} = 2. \tag{12.36}$$

Допуск на пластическую деформацию при определении значения $\bar{S}_{\text{т}}^{(k)}$ принимался [6] равным 0,04 %, т. е. удвоенному допуску на пластическую деформацию при определении предела текучести $\sigma_{\text{т}}$.

Пренебрегая неустойчивым изменением ширины петли на первых 2—10 полуциклах (для большой группы материалов на первой стадии циклического нагружения происходит циклическое упрочнение), аналитическую зависимость (рис. 12.5) ширины петли $\bar{\delta}^{(k)}$ от числа полуциклов можно представить в виде степенных и экспоненциальных функций для упрочняющихся и разупрочняющихся металлов соответственно

$$\bar{\delta}^{(k)} = \bar{\delta}^{(1)} F(k), \tag{12.37}$$

где $\bar{\delta}^{(1)}$ — ширина петли в первом полуцикле; $F(k)$ — функция числа полуциклов, зависящая от свойств материала.

Вид функции $F(k)$ для циклически разупрочняющегося металла

$$F(k) = \exp \beta (k-1), \tag{12.38}$$

для циклически упрочняющегося металла

$$F(k) = \frac{1}{k^{\alpha}}, \tag{12.39}$$

для циклически стабильного металла

$$F(k) = 1. \tag{12.40}$$

Характеристики $\beta$ и $\alpha$, определяющие интенсивность изменения ширины петли по числу полуциклов, зависят от степени пластического деформирования в нулевом полуцикле. Для циклически разупрочняющихся материалов величина $\beta$ линейно связана с пластической деформацией нулевого

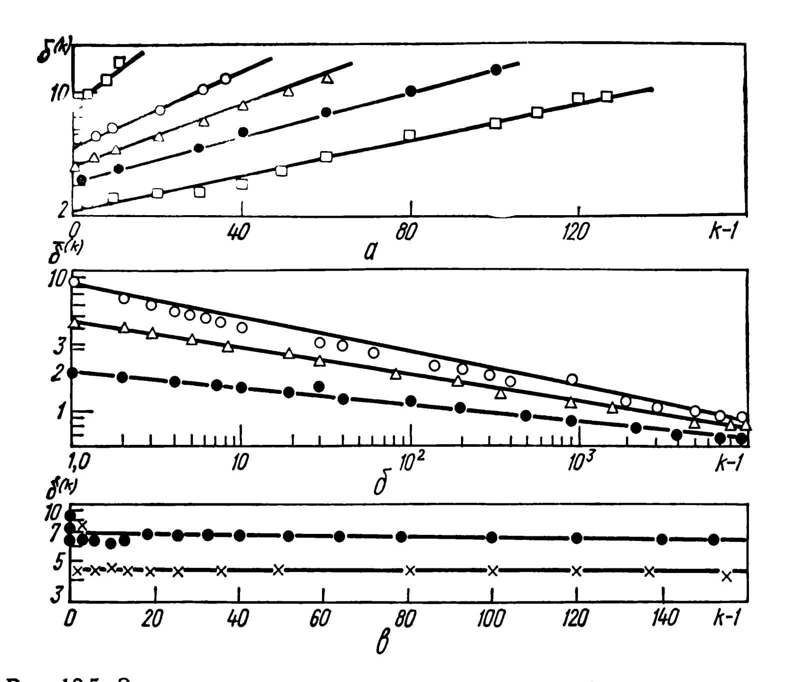



Рис. 12.5. Зависимость ширины петли от числа полуциклов при мягком нагружении различных образцов:

*а* — сталь 15Х2МФА, температура 293 K; *б* — сталь 12Х18Н9Т, температура 823 K; *в* — сталь 22 K, температура 293 K.

полуцикла ($e_п^{(0)} = \bar{e}^{(0)} - \bar{\sigma}^{(С)}$). В связи с небольшим упрочнением в упругопластической области в нулевом полуцикле можно считать, что значение напряжения $\bar{\sigma}^{(0)}$ мало отличается от 1 и тогда

$$\beta = C_0 (\bar{e}^{(0)} - 1), \tag{12.41}$$

где $C_0$ — характеристика материала, определяемая из эксперимента.

Для циклически упрочняющегося материала по данным эксперимента

$$\alpha = B_0 (\bar{\sigma}^{(0)} - 1), \tag{12.42}$$

где $B_0$ — характеристика материала.

Напряжения $\bar{\sigma}^{(0)}$ и деформации $\bar{e}^{(0)}$ связаны между собой соотношениями (12.11) и (12.12). Для циклически стабильного материала

$$C_0 = B_0 = 0. \tag{12.43}$$

Ширина петли первого полуцикла $\bar{\delta}_0^{(1)}$ связана с пластической деформацией нулевого полуцикла зависимостью, близкой к линейной

$$\bar{\delta}_0^{(1)} = A (\bar{e}^{(0)} - 1), \tag{12.44}$$

где $A$ — постоянная для данного материала, которая зависит от отношения предела текучести $\sigma_{0,2}$ к пределу прочности $\sigma_в$. Для низко- и высоколегированных малоуглеродистых сталей с пределом прочности 450—1350 МПа эта зависимость аппроксимируется формулой [6]

$$A = K_A \left(1 + \frac{1}{1 - \sigma_{0,2}/\sigma_в}\right). \tag{12.45}$$

Постоянная $K_A$ для указанных сталей равна примерно 0,16.

Соотношения (12.35), (12.37) и (12.44) позволяют аналитически записать уравнение кривой деформирования в $k$ полуцикле

$$\bar{\varepsilon}^{(k)} = \bar{S}^{(k)} + A\,(\bar{e}^{(0)} - 1)\,F(k). \tag{12.46}$$

Уравнение обобщенной кривой циклического деформирования в форме (12.46) используется для определения циклических деформаций $\bar{\varepsilon}^{(k)}$ при мягком нагружении ($\bar{S}^{(k)} = 2\bar{\sigma}_a = \text{const}$) и максимальных циклических напряжений $\bar{S}^{(k)} = \bar{S}^{(k)}_{max}$ при жестком ($\bar{\varepsilon}^{(k)} = 2\bar{e}_a = \text{const}$).

Различное сопротивление упругопластическим деформациям в четных и нечетных полуциклах (циклическая анизотропия) обусловливает односторонне накопленную в $k$ полуцикле деформацию $\bar{\Delta}^{(k)}$ которая при $k \gg 1$ записывается с учетом выражений (12.37) и (12.44) в следующем виде:

$$\Delta^{(k)} = (A - A_*)\,(e^{(0)} - 1)\,F(k), \tag{12.47}$$

где $(A - A_*)$ — постоянная для данного материала, характеризующая его циклическую анизотропию. Она определяется экспериментально при мягком нагружении.

Суммарная пластическая деформация $\bar{e}_п^{(k)}$, односторонне накопленная за $k$ полуциклов (см. рис. 12.4), при $k \gg 1$ для заданной деформации $\bar{e}^{(0)}$ получается интегрированием выражения (12.47)

$$\bar{e}_п^{(k)} = (A - A_*)\,(\bar{e}^{(0)} - 1) \int_0^k F(k)\,dk. \tag{12.48}$$

Сопротивление циклическим упругопластическим деформациям при указанных выше допусках на пластические деформации, определяемое уравнением (12.46), характеризуется аппроксимированными диаграммами циклического деформирования для $k$ полуцикла. При этом аппроксимация выполняется на основе линейных или степенных зависимостей вида (12.11) и (12.12), тогда с использованием выражения (12.36)

$$\bar{S}^{(k)} = 2 + (\bar{\varepsilon}^{(k)} - 2)\,\bar{G}_т(k); \tag{12.49}$$

$$\bar{S}^{(k)} = \bar{\varepsilon}^{(k)m(k)}, \tag{12.50}$$

где $\bar{G}_т(k)$ — циклический модуль упрочнения для линейной аппроксимации; $m(k)$ — показатель упрочнения в упругопластической области в $k$ полуцикле (степенная аппроксимация). Первая характеристика на основе уравнений (12.46) и (12.49) записывается в виде

$$\bar{G}_т(k) = 1/\left[1 + \frac{A}{2\bar{G}_т} F(k)\right], \tag{12.51}$$

где $\bar{G}_т$ — модуль упрочнения в нулевом полуцикле при линейной аппроксимации диаграммы деформирования, а вторая на основе уравнений (12.46) и (12.50) — в виде

$$m(k) = \lg \bar{e}^{(0)m} / \lg \left[ \bar{e}^{(0)m} + \frac{A}{2} (\bar{e}^{(0)} - 1) F(k) \right], \qquad (12.52)$$

где $m$ — показатель упрочнения в упругопластической области диаграммы исходного нагружения при ее степенной аппроксимации.

Диаграммы статического ($k = 0$) и циклического деформирования для сталей 15Х2МФА и 22К по результатам эксперимента и расчета с использованием соотношений (12.12) и (12.50) показаны на рис. 12.6. Наиболее удовлетворительно соответствие расчетной (степенная аппроксимация) и экспериментальной кривых циклического деформирования для числа полуциклов $k$, равного половине предельного.

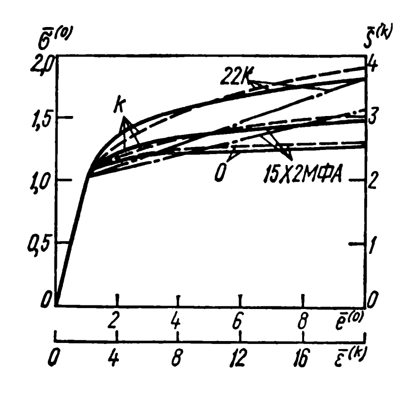



Рис. 12.6. Диаграммы статического и циклического деформирования, построенные экспериментально (—), а также степенной (— — —) и линейной (—·—) аппроксимациями.

Величины $\bar{G}_т(1)$ и $m(1)$ для первого полуцикла (при $k = 1$) получаются на основе уравнений (12.51) и (12.52) при $F_k = 1$:

$$\bar{G}_т(1) = \frac{1}{1 + A/2\bar{G}_т}; \qquad (12.53)$$

$$m(1) = \lg \bar{e}^{(0)m} / \lg \left[ \bar{e}^{(0)m} + \frac{A}{2} (\bar{e}^{(0)} - 1) \right]. \qquad (12.54)$$

В предельном случае для идеально упругопластического или интенсивно разупрочняющегося материала при $\bar{G}_т = m = 0$

$$\bar{G}_т(k) = m(k) = \bar{G}_т(1) = m(1) = 0. \qquad (12.55)$$

Для сталей с повышенным отношением предела текучести к пределу прочности ($\sigma_{0,2}/\sigma_в > 0,7$) циклическое деформирование при асимметричном цикле напряжений с коэффициентом асимметрии

$$R_{\bar{\sigma}} = \bar{\sigma}_{min}/\bar{\sigma}_{max} \qquad (12.56)$$

происходит при более высоких циклических упругопластических деформациях, чем при симметричном цикле для одинаковых амплитуд напряжений $\sigma_a$. Увеличение циклических пластических деформаций при наличии сред-

него растягивающегося напряжения цикла $\bar{\sigma}_m \geqslant 0$ ($R_{\bar{\sigma}} \geqslant -1$) учитывается [1, 2, 3] с помощью коэффициента приведения амплитуд напряжений

$$P_\nu = 1 + \nu \frac{\bar{\sigma}_m}{\bar{\sigma}_a} = 1 + \nu \frac{1 + R_{\bar{\sigma}}}{1 - R_{\bar{\sigma}}}, \qquad (12.57)$$

где $\nu$ — характеристика материала, определяемая из эксперимента при мягком нагружении ($\nu \geqslant 0$). Зависимость коэффициента $\nu$ от отношения предела текучести к пределу прочности (по данным испытаний сталей) выражается соотношением

$$\nu = k_\nu \left(1 + \frac{1}{1 - \sigma_{0.2}/\sigma_в}\right), \qquad (12.58)$$

где $k_\nu$ — характеристика чувствительности материала к асимметрии цикла напряжений. Для малоуглеродистых низко- и высоколегированных сталей значение коэффициента $k_\nu$ изменяется в пределах 0,01—0,05. В расчетах прочности и долговечности оно принимается равным 0,03.

С использованием выражения (12.57) асимметричный цикл напряжений ($R_{\bar{\sigma}} \geqslant -1$) с амплитудой $\bar{\sigma}_a$ приводится к симметричному с амплитудой

$$\bar{\sigma}_{a\,пр} = \bar{\sigma}_a P_\nu. \qquad (12.59)$$

Из соотношений (12.11) и (12.12) с учетом амплитуды $\bar{\sigma}_{a\,пр}$ определяется приведенная упругопластическая деформация нулевого полуцикла $\bar{e}^{(0)}_{пр}$ и получается уравнение кривой циклического деформирования при асимметричном цикле напряжений по уравнению (12.46) при замене $\bar{e}^{(0)}$ на $\bar{e}^{(0)}_{пр}$.

При $\nu \leqslant 0{,}1$ и $R_{\bar{\sigma}} \leqslant 0{,}5$ значение коэффициента $P_\nu$ в уравнении (12.57) с точностью до 3,5 % можно принимать равным 1, т. е. не учитывать влияние асимметрии цикла напряжений на сопротивление циклическому упругопластическому деформированию.

Параметр $C_0$ кривой циклического упругопластического деформирования, определяющий в соответствии с уравнениями (12.37), (12.38) и (12.41) интенсивность циклического разупрочнения, зависит [2, 3] от отношения предела текучести $\sigma_{0,2}$ к пределу прочности $\sigma_в$ или отношения равномерной деформации к разрушающей

$$C_0 = k_C \left(\frac{1}{1 - \sigma_{0,2}/\sigma_в} - 2\right) \approx 8 \cdot 10^{-6} (e_в/e_k)^{-5}, \qquad (12.60)$$

где $k_C$ — характеристика материала, равная примерно $1{,}5 \cdot 10^{-3}$.

На основе выражения (12.60) материалы, имеющие отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в > 0{,}5$, склонны к циклическому разупрочнению ($C_0 > 0$), а при $\sigma_{0,2}/\sigma_в < 0{,}5$ — к циклическому упрочнению ($C_0 \leqslant 0$).

Для циклически упрочняющихся сталей ($0{,}15 \leqslant m \leqslant 0{,}3$) при деформациях исходного полуцикла $e^{(0)} < 10$ между величинами $C_0$ и $B_0$ в уравнениях (12.41) и (12.42) существует зависимость, близкая к линейной [3]:

$$C_0 = -k_B B_0, \qquad (12.61)$$

где $k_B$ — коэффициент, равный примерно $-3 \cdot 10^{-3}$.

Параметр кривой циклического деформирования $(A - A_*)$, характеризующий деформацию циклической анизотропии $\bar{\Delta}^{(k)}$ по уравнению (12.47) и скорость накопления односторонних пластических деформаций $\bar{e}_п^{(k)}$ по уравнению (12.48), связан с параметром уравнения (12.44) зависимостью вида [3]

$$(A - A_*) = k_{A_*}\left(\frac{1}{1 - 0{,}7A} - 1{,}3\right), \qquad (12.62)$$

где $k_{A_*}$ — коэффициент, равный примерно $2 \cdot 10^{-2}$.

Таким образом, сопротивление циклическим упругопластическим деформациям данной стали определяется из опытов при нагружении с заданными амплитудами напряжений и описывается с использованием степенных и экспоненциальных функций $F(k)$ числа полуциклов уравнениями (12.38) и (12.39). Параметры этих функций зависят от степени упрочнения стали в упругопластической области при однократном статическом нагружении, зависящей в основном от отношения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ к пределу прочности $\sigma_в$. Эти зависимости используются для получения параметров уравнений состояния в условиях малоциклового нагружения при отсутствии соответствующих прямых экспериментальных данных.

При высоких температурах, когда возникают статические деформации ползучести, в основные расчетные уравнения (12.14)—(12.62) вместо характеристик кратковременной прочности $\sigma_в$ и пластичности $\psi_к$ вводятся характеристики длительной статической прочности $\sigma_{вt}$ и пластичности $\psi_{кt}$ для времени $t$ при температуре $T$. Эти зависимости в первом приближении, идущем в запас прочности, аппроксимируются степенными уравнениями [3]

$$\sigma_{в\,t} = \sigma_в\,(t_0/t)^{m_{\sigma_в}}; \qquad (12.63)$$

$$\psi_{к\,t} = \psi_к\,(t_0/t)^{m_{\psi t}}, \qquad (12.64)$$

где $t_0$—время испытаний до разрушения при кратковременном статическом нагружении; $m_{\sigma_в}$, $m_{\psi t}$ — параметры материала.

Поскольку при повышенных температурах окончательному длительному статическому разрушению предшествует образование макротрещин, параметры уравнений (12.63) и (12.64) определяются для этой стадии повреждения. При этом предельная пластичность получается на стадии образования трещины $\psi_{0t}$ в диапазоне между значениями равномерной $\psi_{вt}$ и максимальной местной пластичности $\psi_{кt}$ в зоне разрушения

$$\psi_{0t} = K_{0t}\,(\psi_{в\,t} + \psi_{к\,t}) \qquad (0{,}3 \leqslant K_{0t} \leqslant 0{,}7). \qquad (12.65)$$

Характеристика $m_{\sigma_в}$ при $t < 10^5$ в зависимости от температуры $T$ выражается экспоненциальной функцией

$$m_{\sigma_в} = m^0_{\sigma_в} \exp(\beta_{\sigma_в} T), \qquad (12.66)$$

где $m^0_{\sigma_в}$ — константа, мало зависящая от материала ($m^0_{\sigma_в} \approx 1 \cdot 10^{-3}$); $\beta_{\sigma_в}$ — характеристика материала. Для аустенитных нержавеющих сталей величина $\beta_{\sigma_в} \approx 5{,}1 \cdot 10^{-3}$, для низколегированных хромомолибденована-

диевых теплостойких — $6,1 \cdot 10^{-3}$, для низколегированных хромистых — $5,8 \cdot 10^{-3}$. Величины $m_{\psi_к}$ и $m_{\sigma_в}$ связаны зависимостью, близкой к линейной

$$m_{\psi_к} \approx k_\psi m_{\sigma_в}, \quad (12.67)$$

где $k_\psi$ — характеристика материала, равная соответственно для указанных выше групп сталей (1,15—1,6), —(0,1—0,15) и (0—0,3).

Степенное уравнение (12.63) можно использовать и для определения длительного условного предела текучести

$$\sigma_{0,2t} = \sigma_{0,2} \, (t_0/t)^{m_{0,2}}, \quad (12.68)$$

где $m_{0,2}$ — характеристика материала и температуры. Она определяется из предположения, что при длительном статическом разрушении за время $t$ остаточная деформация не ниже 0,2 %:

$$m_{0,2} = m_{\sigma_в} \lg (\sigma_{0,2}/\sigma_{в\,t})/\lg (\sigma_в/\sigma_{в\,t}). \quad (12.69)$$

Характеристики $\sigma_{0,2t}$ и $\sigma_{вt}$ используются при нахождении параметров диаграмм статического и циклического деформирования при высоких температурах ($m$, $A$, $C_0$) по уравнению (12.18)—(12.20), (12.45), (12.60) и (12.61). По этим диаграммам анализируется кинетика местных упругопластических деформаций в зонах и вне зон концентрации напряжений, а также в окрестности трещин.

## 12.3. Напряженно-деформированные состояния в зонах концентрации

В большинстве несущих деталей машин и элементов конструкций трещины возникают и развиваются в зонах конструктивной концентрации напряжений — отверстий, выточек, галтелей, патрубков, мест изменения толщины, присоединения укрепляющих элементов, резьбы и т. д. Теоретические коэффициенты концентрации напряжений $\alpha_\sigma$, определяющие уровень малоцикловой местной нагруженности при упругих деформациях, зависят только от геометрии рассматриваемого элемента, относительных размеров зон концентрации и способа нагружения. На них не влияет уровень номинальных напряжений $\sigma_{ном}$, модуль упругости $E$, они незначительно изменяются при варьировании коэффициента Пуассона $\mu$.

При возникновении упругопластических местных деформаций в зонах концентрации происходит перераспределение напряжений и деформаций, которое вызывает изменение в процессе нагружения коэффициентов концентрации напряжений и деформаций. Оно зависит от сопротивления материала неупругим деформациям (предела текучести $\sigma_т$, модуля упрочнения $G_т$ или показателя упрочнения $m$), теоретического коэффициента концентрации $\alpha_\sigma$ и уровня номинальных напряжений $\sigma_{ном}$. Анализ напряженно-деформированного состояния элементов конструкций в зонах концентрации напряжений вызывает значительные трудности. Точных аналитических решений краевых нелинейных задач теории концентрации напряжений практически нет (за исключением сравнительно простых случаев всестороннего растяжения пластины с отверстием, антиплоского сдвига стержня с выточкой и др.). В связи с этим эффекты перераспределения напряжений и деформаций в неупругой области при однократном и цикли-

ческом нагружениях исследуются [1—6] приближенными методами теории пластичности (упругих решений, переменных модулей упругости), численными (конечных элементов, вариационно-разностепенными) и экспериментальными методами (оптически активных наклеек, муара, сеток, малобазной тензометрии, голографии, лазерной и оптической интерферометрии и др.). Эти методы, как правило, дают решения частной рассматриваемой задачи и не могут быть непосредственно распространены на другие случаи конструктивных форм, условий нагружения и применяемых конструкционных материалов. Поэтому существенное значение для инженерных расчетов прочности и ресурса приобретают приближенные способы количественного определения коэффициентов концентрации и полей упругопластических деформаций, отражающие процессы перераспределения напряжений и деформаций и дающие приемлемую точность в широком диапазоне значений $\alpha_\sigma$ (от 1 до 10 и более).

Простейшее предположение, позволяющее рассмотреть изменение местных напряжений в зоне концентрации,— это предположение о равенстве коэффициента концентрации деформаций $K_e$ в пластической области теоретическому коэффициенту концентрации напряжений $\alpha_\sigma$. В этом случае с использованием уравнений (12.11) и (12.12) для относительных номинальных напряжений $\bar{\sigma}_{\text{ном}}$ и деформаций $\bar{e}_{\text{ном}}$ получается система уравнений для определения относительных максимальных местных напряжений $\bar{\sigma}_{\max k}$, деформаций $\bar{e}_{\max k}$ и коэффициентов концентрации напряжений $K_\sigma$ и деформаций $K_e$:

$$\left.\begin{aligned}
&\text{при } \bar{\sigma}_{\text{ном}} \leqslant 1\\
&\bar{e}_{\max k} = \bar{e}_{\text{ном}} K_e,\\
&\bar{\sigma}_{\max k} = \bar{e}^{m}_{\max k}, \quad \bar{\sigma}_{\max k} = 1 + \bar{G}_{\text{т}} (\bar{e}_{\max k} - 1);\\
&K_\sigma = \frac{\bar{\sigma}_{\max k}}{\bar{\sigma}_{\text{ном}}}, \quad \bar{\sigma}_{\text{ном}} = \bar{e}_{\text{ном}};\\
&\text{при } \bar{\sigma}_{\text{ном}} \geqslant 1\\
&\bar{\sigma}_{\text{ном}} = \bar{e}^{m}_{\text{ном}}, \quad \bar{\sigma}_{\text{ном}} = 1 + \bar{G}_{\text{т}} (\bar{e}_{\text{ном}} - 1).
\end{aligned}\right\} \qquad (12.70)$$

Для упругого материала по системе (12.70) при $m = \bar{G}_{\text{т}} = 1$ получается равенство $K_e = K_\sigma = \alpha_\sigma$. Однако, как показали уточненные расчеты и эксперименты, при реальных значениях $m$ и $\bar{G}_{\text{т}}$ максимальные местные деформации $\bar{e}_{\max k}$ в зонах концентрации, рассчитанные по уравнениям (12.70), существенно занижены.

Коэффициенты концентрации уточняются путем введения в уравнения (12.70) поправочных функций и постоянных множителей, определяемых по диаграмме деформирования, а также на базе допущений о равенстве энергий деформации в зоне концентрации для стадии упругого и упругопластического деформирования.

Наиболее часто при расчетах максимальных местных напряжений и деформаций при упругопластическом статическом и малоцикловом нагружениях используются [1—6] формулы Нейбера и Харбрата—Омана. По ним определяются коэффициенты концентрации напряжений $K_\sigma$ и дефор-

маций $K_e$ в упругопластической области при известных значениях коэффициента концентрации напряжений в упругой области:

$$K_\sigma K_e/\alpha_\sigma^2 = 1; \quad (12.71)$$

$$K_e = 1 + (\alpha_\sigma - 1)\, E_1/E_2, \quad (12.72)$$

где $E_1$ — секущий модуль для номинальной деформации; $E_2$ — секущий модуль для максимальной в зоне концентрации деформации.

Формула (12.72) может быть преобразована к виду

$$K_e = \frac{\alpha_\sigma - 1}{K_\sigma - 1} K_\sigma. \quad (12.73)$$

Теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma$ в формулах (12.71) и (12.72) для последующего его использования при определении интенсивности местных напряжений и деформаций в неупругой области следует рассчитывать как корень квадратный из произведения теоретических коэффициентов концентрации интенсивностей упругих напряжений и деформаций*.

Предельное значение коэффициента концентрации деформаций $K_e$ по формулам (12.71) и (12.73) получается при снижении коэффициента концентрации напряжений $K_\sigma$ от значения $\alpha_\sigma$ до 1; при этом по формуле (12.71) предельное значение $K_e$ равно $\alpha_\sigma^2$, а по формуле (12.73) получаются бесконечно большие величины.

Для материалов с незначительным упрочнением в упругопластической области и для образцов с высокой концентрацией напряжений по данным [3] формула Нейбера (12.71) дает завышенные значения местных деформаций и напряжений.

Во всем диапазоне нагрузок в общем случае относительные максимальные местные упругопластические деформации $\bar{e}_{\max k}$ и напряжения $\bar{\sigma}_{\max k}$ в соответствии с определением записываются как

$$\bar{e}_{\max k} = \bar{e}_{ном} K_e; \quad \bar{\sigma}_{\max k} = \bar{\sigma}_{ном} K_\sigma, \quad (12.74)$$

где $\bar{e}_{ном}$, $\bar{\sigma}_{ном}$ — интенсивность относительных номинальных деформаций и напряжений соответственно.

Для определения коэффициентов концентрации $K_e$ и $K_\sigma$ в качестве исходного было использовано [1, 3, 5, 6] модифицированное соотношение Нейбера, связывающее коэффициенты $K_\sigma$, $K_e$ и $\alpha_\sigma$, зависящее от степени упрочнения материала в упругопластической области и уровня действующих напряжений $\bar{\sigma}_{ном}$:

$$K_e = F_1 [\alpha_\sigma, \bar{\sigma}_{ном}, f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})]; \quad (12.75)$$

$$\frac{K_\sigma K_e}{\alpha_\sigma^2} = F_2 [\alpha_\sigma, \bar{\sigma}_{ном}, f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})],$$

---

* В дальнейшем анализ ведется в интенсивностях напряжений и деформаций. Однако для простоты слово «интенсивность» опускается.

где $f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})$ — уравнение кривой деформирования в координатах $\bar{\sigma}_{ном} - \bar{e}_{ном}$.

Согласно формуле (12.71) значение функции $F_2$ во всем диапазоне упругопластических деформаций постоянно и равно 1, что не согласуется с данными эксперимента и расчетов в широком диапазоне варьируемых параметров. Свойства функции сформулированы следующим образом [3]:

1) в предельном упругом состоянии, когда $K_\sigma = K_e = \alpha_\sigma$, значение функции $F_2$ равно 1;

2) при увеличении упругопластических деформаций численные значения функции $F_2$ убывают до определенных минимальных величин, со-

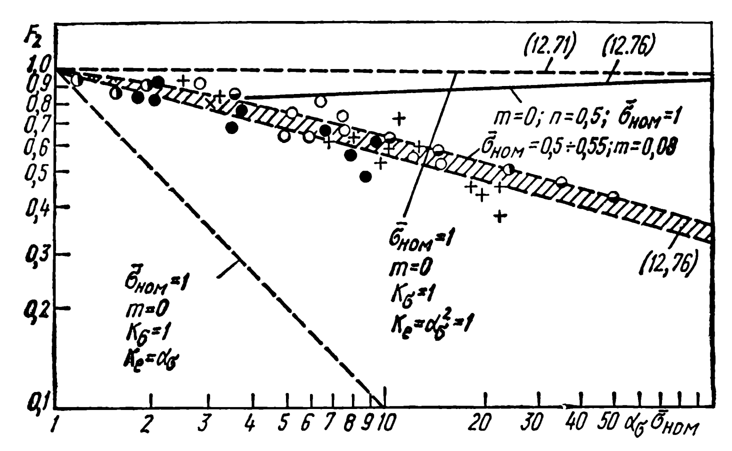



Рис. 12.7. Влияние теоретических коэффициентов концентрации $\alpha_\sigma$ и номинальных напряжений $\bar{\sigma}_{ном}$ на значения поправочной функции $F_2$.

ответствующих моменту потери устойчивости пластической деформации в зоне концентрации;

3) по мере роста пластических деформаций в зоне концентрации (после потери их устойчивости) значения функции $F_2$ увеличиваются.

Указанным свойствам удовлетворяют функции $F_2$ вида

$$F_2\,[\alpha_\sigma, \bar{\sigma}_{ном}, f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})] = 1/(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{ном})^{-\bar{n}(1-m)[1-(\bar{\sigma}_{ном}-1/\alpha_\sigma)]}; \qquad (12.76)$$

$$F_2\,[\alpha_\sigma, \bar{\sigma}_{ном}, f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})] = 1/(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{ном})^{-\bar{n}(1-\bar{G}_т)[1-(\bar{\sigma}_{ном}-1/\alpha_\sigma)]}, \qquad (12.77)$$

где $\bar{n}$ — постоянная, определяемая из расчета или из эксперимента при данных значениях $\alpha_\sigma$ и $\bar{\sigma}_{ном}$; $m$, $\bar{G}_т$ — характеристики упрочнения при степенной и линейной аппроксимации диаграммы деформирования $f(\bar{\sigma}_{ном}, \bar{e}_{ном})$.

На рис. 12.7 показана зависимость функции $F_2$, определяемой по уравнениям (12.71) и (12.75), от произведения $\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{ном}$.

Точками обозначены результаты экспериментов, выполненных на стали 15Х2МФА. Испытанию подвергались лабораторные плоские образцы шириной 14, 24 и 55 мм, имевшие отверстия и боковые надрезы (в том числе предельно острые типа трещин). Теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma$ для исследованных образцов лежит в пределах 2,2—96. Диаграммы деформирования стали аппроксимировались степенной функцией с показателем степени $m = 0{,}08$. Относительные номинальные напряжения $\bar{\sigma}_{ном}$ (по брутто-сечению) составляли 0,5—0,55. Представленные на рис. 12.8 результаты экспериментов описываются уравнением (12.75) при $\bar{n}=0{,}5$. Экспериментально определенные значения функции

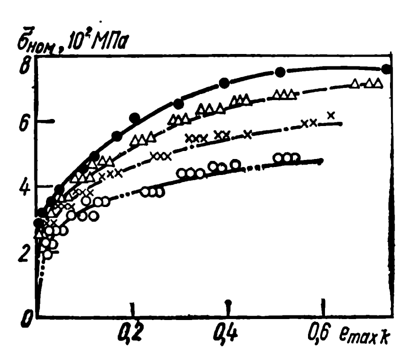



Рис. 12.8. Связь между номинальными напряжениями $\bar{\sigma}_{ном}$ и максимальными местными пластическими деформациями $e_{max\,k}$ в зоне концентрации для стали 08Х18Н10Т:

●— $\alpha_\sigma=1$; Δ — $\alpha_\sigma=1{,}5$; × — $\alpha_\sigma=2{,}5$; О—$\alpha_\sigma=5{,}1$.

$F_2$ при всех значениях $\alpha_\sigma\bar{\sigma}_{ном} > 1$ отличаются от $F_2 = 1$, получаемой по уравнению Нейбера (12.71). Для материала, не обладающего упрочнением в упругопластической области ($m = 0$) при номинальном напряженном $\bar{\sigma}_{ном} = 1$, когда $K_\sigma = 1$, коэффициент концентрации деформаций $K_e$ по уравнению (12.71) равен $\alpha_\sigma^2$. По уравнению (12.75) при $\bar{n} = 0{,}5$ коэффициент концентрации деформаций $K_e$ изменяется в пределах от $\alpha_\sigma$ до $0{,}8\,\alpha_\sigma^2$ в зависимости от произведения $\alpha_\sigma\bar{\sigma}_{ном}$. Предположение о том, что в упругопластической области коэффициент концентрации деформаций $K_e$ по уравнениям (12.70) равен теоретическому коэффициенту концентрации напряжений $\alpha_\sigma$, приводит при $\bar{\sigma}_{ном} = 1$ и $m = 0$ к значениям функции $F_2$, существенно меньшим, чем по уравнениям (12.71) и (12.75).

При указанных выше методах аппроксимации диаграмм деформирования относительные максимальные напряжения и деформации в зоне концентрации определяются соотношениями

$$\bar{\sigma}_{max\,k} = \bar{e}_{max\,k} \qquad (\bar{\sigma}_{max\,k} \leqslant 1); \tag{12.78}$$

$$\bar{\sigma}_{max\,k} = \bar{e}^{m}_{max\,k} \qquad (\bar{\sigma}_{max\,k} \geqslant 1); \tag{12.79}$$

$$\bar{\sigma}_{max\,k} = 1 + \bar{G}_т\,(\bar{e}_{max\,k} - 1) \qquad (\bar{\sigma}_{max\,k} \geqslant 1). \tag{12.80}$$

Аналогичными соотношениями связаны между собой относительные номинальные напряжения $\bar{\sigma}_{ном}$ и деформации $\bar{e}_{ном}$:

$$\sigma_{ном} = e_{ном} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \leqslant 1); \tag{12.81}$$

$$\bar{\sigma}_{ном} = \bar{e}^{m}_{ном} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1); \tag{12.82}$$

$$\bar{\sigma}_{ном} = 1 + \sigma_т\,(\bar{e}_{ном} - 1) \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1). \tag{12.83}$$

На основе уравнений (12.78) и (12.83) получаются зависимости между коэффициентами концентрации напряжений $K_\sigma$ и деформацией $K_e$:

$$K_\sigma = K_e^m \bar{e}_{\text{ном}}^m / \bar{\sigma}_{\text{ном}}; \qquad (12.84)$$

$$K_\sigma = \frac{1}{\sigma_{\text{ном}}} + \frac{\bar{G}_\text{т}}{\sigma_{\text{ном}}} (K_e \bar{e}_{\text{ном}} - 1). \qquad (12.85)$$

Решив систему уравнений (12.75), (12.76) и (12.84) при степенной аппроксимации диаграммы деформирования, получим

$$K_e = \frac{\alpha_\sigma^{2/(1+m)} \bar{\sigma}_{\text{ном}}^{(1-m)/(1+m)}}{(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-m)[1-(\bar{\sigma}_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]/(1+m)}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \leqslant 1); \qquad (12.86)$$

$$K_e = \frac{\alpha_\sigma^{2/(1+m)}}{(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-m)[1-(\bar{\sigma}_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]/(1+m)}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \geqslant 1); \qquad (12.87)$$

$$K_\sigma = \frac{\alpha_\sigma^{2m/(1+m)}}{\bar{\sigma}_{\text{ном}}^{(1-m)/(1+m)} (\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-m)[1-(\bar{\sigma}_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]m/(1+m)}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \leqslant 1); \qquad (12.88)$$

$$K_\sigma = \frac{\alpha_\sigma^{2m/(1+m)}}{(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-m)[1-(\bar{\sigma}_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]m/(1+m)}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \geqslant 1). \qquad (12.89)$$

Решая систему уравнений (12.77), (12.80) и (12.85), в случае линейной аппроксимации диаграммы деформирования получаем

$$K_e = \sqrt{\frac{\alpha_\sigma^2}{\bar{G}_\text{т} (\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}}) \bar{n} (1 - \bar{G}_\text{т}) [1 - (\bar{\sigma}_{\text{ном}} - 1/\alpha_\sigma)]} + \frac{(1 - \bar{G}_\text{т})^2}{4\bar{G}_\text{т} \bar{\sigma}_{\text{ном}}^2}} - \frac{1 - \bar{G}_\text{т}}{2\bar{G}_\text{т} \sigma_{\text{ном}}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \leqslant 1); \qquad (12.90)$$

$$K_e = \sqrt{\frac{\alpha_\sigma^2 \bar{\sigma}_{\text{ном}}}{\bar{G}_\text{т} \bar{e}_{\text{ном}} (\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-\bar{G}_\text{т})[1-(\bar{\sigma}_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]}} + \frac{(1 - \bar{G}_\text{т})^2}{4\bar{G}_\text{т} \bar{e}_{\text{ном}}^2}} - \frac{1 - \bar{G}_\text{т}}{2\bar{G}_\text{т} \sigma_{\text{ном}}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \geqslant 1); \qquad (12.91)$$

$$K_\sigma = \sqrt{\frac{\alpha_\sigma^2 \bar{G}_\text{т}}{(\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{\text{ном}})^{\bar{n}(1-\bar{G}_\text{т})[1-(\sigma_{\text{ном}}-1/\alpha_\sigma)]}} + \frac{(1 - \bar{G}_\text{т})^2}{4\sigma_{\text{ном}}^2}} + \frac{1 - \bar{G}_\text{т}}{2\bar{\sigma}_{\text{ном}}} \quad (\bar{\sigma}_{\text{ном}} \leqslant 1); \qquad (12.92)$$

$$K_\sigma = \sqrt{\frac{\alpha_\sigma^2 \bar{e}_{ном} \bar{G}_т}{\bar{\sigma}_{ном} (\alpha_\sigma \bar{\sigma}_{ном})^{\bar{n}(1-\bar{G}_т)[1-(\bar{\sigma}_{ном}-1/\alpha_\sigma)]}} + \frac{(1-\bar{G}_т)^2}{4\bar{\sigma}_{ном}^2} + \frac{1-\bar{G}_т}{2\bar{\sigma}_{ном}}} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1). \qquad (12.93)$$

Формула Нейбера (12.71) в случае степенной аппроксимации диаграмм деформирования с использованием (12.84) может быть представлена в виде

$$K_e = \alpha_\sigma^{2/(1+m)} \bar{\sigma}_{ном}^{(1-m)(1+m)} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \leqslant 1); \qquad (12.94)$$

$$K_e = \alpha_\sigma^{2(1+m)} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1); \qquad (12.95)$$

$$K_\sigma = \alpha_\sigma^{2m/(1+m)} \bar{\sigma}_{ном}^{(1-m)(1+m)} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \leqslant 1); \qquad (12.96)$$

$$K_\sigma = \alpha_\sigma^{2m/(1+m)} \qquad (\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1). \qquad (12.97)$$

Аналогично можно получить коэффициенты концентрации деформаций $K_e$ и напряжений $K_\sigma$ по формулам (12.71), (12.73), (12.75), (12.77), (12.80), (12.83) и (12.85) для модуля упрочнения $\bar{G}_т$.

Коэффициенты концентрации деформаций $K_e$, вычисленные по формуле (12.86), а также по точному аналитическому решению для всесторонне растянутого диска с отверстием ($\alpha_\sigma = 2$) в зависимости от показателя степени $m$, отличаются между собой не более чем на 4—5 %, при этом значения $K_e$ возрастают от 2 до 3,5 с ростом относительных номинальных напряжений $\bar{\sigma}_{ном}$ от 0,5 до 1 и уменьшением параметра $m$ от 1 до 0. Значения коэффициента концентрации деформаций $K_e$ по уравнениям (12.71), (12.73), (12.94) и (12.95) получаются выше (на 15 % и более), чем по уравнениям (12.86), (12.87), (12.90) и (12.91). Коэффициенты концентрации напряжений $K_\sigma$ независимо от значений параметра $m$ изменяются по уравнениям (12.71), (12.73), (12.88), (12.89), (12.92), (12.93), (12.96) и (12.97) в значительно меньших пределах (не более 5—8 %), чем коэффициенты концентрации деформаций $K_e$. В связи с этим для оценки максимальных напряжений в зоне концентрации могут быть использованы различные из указанных выше уравнений. Однако незначительному изменению коэффициентов концентрации напряжений может соответствовать значительно большее изменение коэффициентов концентрации деформаций $K_e$ и, следовательно, максимальных местных упругопластических деформаций. Поэтому в расчетах напряженно-деформированных состояний следует использовать те формулы, которые позволяют наиболее точно определять местные упругопластические деформации.

На рис. 12.8 показана [3] связь между относительными максимальными деформациями $\bar{e}_{\max k}$ в зоне концентрации и относительными номинальными напряжениями $\bar{\sigma}_{ном}$, равными отношению растягивающей нагрузки к минимальному сечению, для образцов с различной концентрацией напряжений. На этом же рисунке приведена диаграмма деформирования для гладкого образца ($\alpha_\sigma = 1$). Измерения деформаций в зоне концентрации производились методом сеток. Результаты экспериментов показаны точками, а результаты расчетов с использованием формул (12.86) и (12.87) —

линиями. При расчетах учитывалось повышение сопротивления упругопластическим деформациям (на 8—18,%) за счет объемности напряженного состояния в ослабленном сечении. Из представленных результатов следует, что указанные формулы находятся в удовлетворительном соответствии с данными эксперимента при номинальных напряжениях как ниже, так и выше (в 2—2,8 раза) предела текучести.

Приведенные выше сведения о коэффициентах концентрации деформаций можно использовать для приближенной оценки кинетики полей деформаций в зонах концентрации при статическом и циклическом нагружениях [3]. Теоретические коэффициенты концентрации в упругой области $\alpha_\sigma$, а также коэффициенты концентрации деформаций $K_e$ и напряжений $K_\sigma$ в упругопластической в уравнениях (12.86)—(12.93) характеризуются отношениями относительных максимальных местных деформаций или напряжений к относительным номинальным деформациям и напряжениям. Для других точек в зонах концентрации относительные местные деформации и напряжения меньше, чем в наиболее напряженных точках (с максимальными местными деформациями и напряжениями). Для какой-либо точки $\rho$ при упругих деформациях отношение относительных местных упругих деформаций $\bar{e}_\rho$ и напряжений $\bar{\sigma}_\rho$ к относительным номинальным деформациям $\bar{e}_{\text{ном}}$ и напряжениям $\bar{\sigma}_{\text{ном}}$ можно обозначить величинами, аналогичными теоретическим коэффициентам концентрации деформаций и напряжений:

$$\alpha_{e\rho} = \bar{e}_\rho/\bar{e}_{\text{ном}}; \ \alpha_{\sigma\rho} = \bar{\sigma}_\rho/\bar{\sigma}_{\text{ном}}. \tag{12.98}$$

Тогда в упругой области с учетом уравнения (12.46) при $F_2 = 1$ получим

$$\alpha_{\sigma\rho} = \sqrt{\alpha_{e\rho}\alpha_{\sigma\rho}}. \tag{12.99}$$

При упругопластических деформациях в точке $\rho$ на основе уравнения (12.45)

$$K_{e\rho} = \bar{e}_\rho/\bar{e}_{\text{ном}}; \ K_{\sigma\rho} = \bar{\sigma}_\rho/\bar{\sigma}_{\text{ном}}, \tag{12.100}$$

где $\bar{e}_\rho$, $\bar{\sigma}_\rho$ — относительные деформации и напряжения в точке $\rho$.

Подставляя значения коэффициентов $\alpha_{\sigma\rho}$, $K_{e\rho}$ и $K_{\sigma\rho}$ в уравнения (12.86), (12.93) вместо коэффициентов $\alpha_\sigma$, $K_e$ и $K_\sigma$, получаем значения $K_{e\rho}$ и $K_{\sigma\rho}$, характеризующие превышение относительных местных упругопластических деформаций и напряжений над номинальными.

В соответствии с этим по значениям $K_{e\rho}$ и $K_{\sigma\rho}$ на основе уравнения (12.74) определяются относительные местные деформации $\bar{e}_\rho$ и напряжения $\bar{\sigma}_\rho$ в точке $\rho$:

$$\bar{e}_\rho = K_{\bar{e}\rho}\bar{e}_{\text{ном}}; \quad \bar{\sigma}_\rho = K_{\bar{\sigma}\rho}\bar{\sigma}_{\text{ном}}. \tag{12.101}$$

Величины $\bar{e}_\rho$ и $\bar{\sigma}_\rho$ характеризуют поля упругопластических деформаций и напряжений в зонах концентрации. Сопоставление [6] перераспределения относительных деформаций $e_\rho$ для пластины с отверстием при всестороннем растяжении (плоское напряженное состояние), вычисленного по уравнениям (12.98)—(12.101) и по точному аналитическому решению, дает хорошие результаты.

Возникающие при малоцикловом нагружении в зонах концентрации напряжений местные пластические деформации вызывают поцикловое перераспределение напряжений и деформаций и приводят к образованию трещин в условиях нестационарного процесса местного деформирования.

Аналитическое решение задачи о кинетике напряжений и деформаций в циклической упругопластической постановке связано с еще большими трудностями, чем при однократном статическом нагружении. В настоящее время таких решений нет. Поэтому в целом ряде практически важных случаев (в частности, для сосудов давления) широко использованы датчики сопротивления с повышенным диапазоном измеряемых циклических деформаций. Исследования кинетики упругопластических деформаций при малоцикловом нагружении лабораторных образцов с надрезами осуществляется [1—6] методами оптически активных наклеек, муара и датчиками сопротивления. Экспериментальные результаты в зависимости от местных упругопластических циклических деформаций позволили обосновать использование приближенных решений для описания поциклового изменения максимальных напряжений и деформаций.

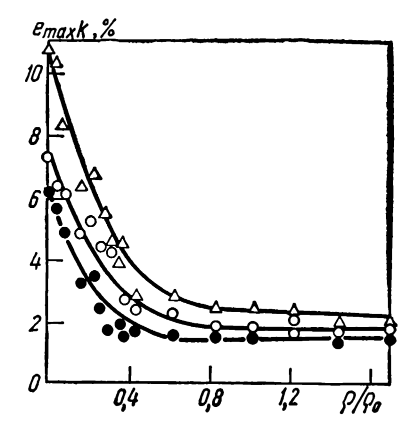



Рис. 12.9. Перераспределение деформаций в образце стали 12Х2МФА с отверстием радиусом $\rho_0$ при увеличении числа полуциклов нагружения ($\alpha_\sigma = 2{,}5$; $\sigma_{ном} = 1{,}14$):

● — $k=0$; ○ — $k=8$; △ — $k=18$.

Для малоциклового нагружения эффекты перераспределения напряжений и деформаций анализируются [1, 3, 5, 6] на основе гипотез об устойчивости относительного распределения деформаций в пределах и за пределами упругости, уравнений типа (12.70), (12.71), (12.73), теории малых упругопластических деформаций и метода конечных элементов и конечных разностей. Однако располагаемые в настоящее время быстродействие и объем памяти вычислительных машин пока недостаточны для решения весьма трудоемких инженерных задач о концентрации при циклическом упругопластическом нагружении для соответствующих комбинаций режимов нагружения.

Расчет кинетики местных деформаций и оценка ее влияния на сопротивление образованию трещин в зонах концентрации могут быть проведены с использованием уравнений (12.86)—(12.93). На рис. 12.9 показаны результаты испытаний плоского образца с отверстием при симметричном цикле номинальных напряжений. С увеличением числа полуциклов нагружения $k$ повышаются максимальные деформации на контуре отверстия при одновременном одностороннем накоплении максимальных деформаций.

При относительном номинальном напряжении $\bar{\sigma}_{ном}$ относительные максимальные местные деформации $\bar{e}^{(0)}_{max_k}$ и напряжения $\bar{\sigma}_{max k}$ нулевого полуцикла на основе выражений (12.74) будут равны

$$\bar{e}^{(0)}_{max k} = \bar{e}_{ном} K^{(0)}_{e}; \quad \bar{\sigma}^{(0)}_{max k} = \bar{\sigma}_{ном} K^{(0)}_{\sigma}. \qquad (12.102)$$

При последующем циклическом нагружении (симметричный цикл напряжений) относительное номинальное напряжение $\bar{S}_{ном}$ в координатах $\bar{S} - \bar{e}$ определяется циклическим пределом текучести:

$$\bar{S}_{ном} = 2\bar{\sigma}_{ном}/\bar{S}_т. \qquad (12.103)$$

По $\bar{e}^{(0)}_{\max k}$ и $\bar{\sigma}^{(0)}_{\max k}$ определяют характеристики $m(k)$ по уравнению (12.52) или $\bar{G}(k)$ по уравнению (12.51) для зоны концентрации:

$$m(k) = \frac{\lg \bar{e}^{(0)m}_{\max k}}{\lg\left[\bar{e}^{(0)m}_{\max k} + \frac{A}{2}(\bar{e}^{(0)}_{\max k} - 1)\right] F(k)}; \qquad (12.104)$$

$$\bar{G}(k) = \frac{1}{1 + \frac{A}{2}\bar{G}_т F(k)}, \qquad (12.105)$$

где $F(k)$ — функция числа полуциклов нагружения $k$, определяемая по формулам (12.38) — (12.40). По $\bar{S}_{ном}$ и $m(k)$ или $\bar{G}(k)$ и формулам (12.82), (12.83) при замене $\bar{\sigma}_{ном}$ на $\bar{S}_{ном}$ и $m$ на $m(k)$ или $\bar{G}_т$ на $\bar{G}(k)$ можно определить коэффициенты концентрации деформаций $K^{(k)}_\varepsilon$ и напряжений $K^{(k)}_S$. Согласно уравнению (12.102) максимальные напряжения и деформации в координатах $\bar{S} - \bar{\varepsilon}$ в $k$-м полуцикле запишутся в виде

$$\bar{\varepsilon}^{(k)}_{\max k} = \bar{\varepsilon}_{ном} K^{(k)}_\varepsilon; \quad \bar{S}^{(k)}_{\max k} = \bar{S}_{ном} K^{(k)}_S. \qquad (12.106)$$

При $\bar{\sigma}_{ном} \geqslant 1$ в соответствии с уравнениями (12.104) и (12.106) определяют показатель степени $m_{ном}(k)$ (или $\bar{G}_{ном}(k)$), заменяя $e^{(0)}_{\max k}$ на $\bar{e}_{ном}$. Деформации $\bar{\varepsilon}_{ном}$ с учетом формул (1.49) и (1.50) зависят от числа полуциклов

$$\bar{\varepsilon}^{(k)}_{ном} = \bar{S}^{(k)1/m_{ном}(k)}_{ном}; \qquad (12.107)$$

$$\bar{\varepsilon}^{(k)}_{ном} = \bar{S}^{(k)}_{ном} + \frac{1}{\bar{G}_{ном}(k)}(\bar{S}^{(k)}_{ном} - 2). \qquad (12.108)$$

На основе соотношений (12.103) — (12.108) определяют относительные максимальные деформации $\bar{e}^{(k)}_{\max k}$ и напряжения $\bar{\sigma}^{(k)}_{\max k}$ в зонах концентрации при циклическом нагружении. Для нахождения деформаций и напряжений в четных полуциклах используется константа $A$, в нечетных — $A_*$ (см. уравнения 12.45 и 12.47).

## 12.4. Перераспределение пластических деформаций в зонах трещин при малоцикловом нагружении

Эффективным для описания перераспределения напряженно-деформированных состояний в зонах трещин оказывается приближенный анализ местных упругопластических деформаций (в широком диапазоне номи-

нальных напряжений как ниже, так и выше предела текучести) с использованием достаточно развитых основных уравнений линейной механики разрушения и изложенных выше результатов исследования кинетики упругопластических деформаций в зонах концентрации [2, 3].

В соответствии с известным ранее решением Д. Ирвина задачи о напряженном состоянии упругой пластины с трещиной длиной $2l$ под действием напряжений $\sigma = \sigma_{ном}$, перпендикулярных трещине, для плоского напряженного состояния

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 - \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\right);$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 + \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\right);$$

$$\sigma_z = 0; \qquad (12.109)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{\theta}{2}\cos\frac{3}{2}\theta;$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0,$$

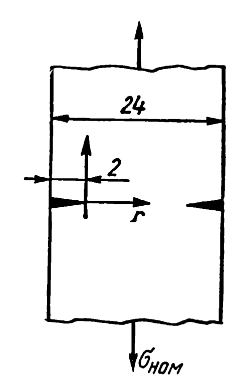


Рис. 12.10. Плоский образец с трещиной.

где $K_I$ — КИН; $r$ и $\theta$ — полярные координаты рассматриваемой точки; $x$, $y$, $z$ — прямоугольные координаты.

Интенсивность напряжений $\sigma_i$ в окрестности трещины равна

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_x)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)};$$

$$\sigma_i = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\sqrt{1 + 3\sin^2\frac{\theta}{2}}. \qquad (12.110)$$

Для пластины, показанной на рис. 12.10,

$$K_I = \sigma_{ном}\sqrt{\pi l}, \qquad (12.111)$$

где $\sigma_{ном}$ — номинальное напряжение.

Интенсивность напряжений $\sigma_i$ существенно превышает номинальные напряжения на расстояниях $r_i < 0{,}25\, l$. При $\theta < \frac{\pi}{4}$ распределение интенсивностей напряжений мало отличается от распределения напряжений $\sigma_y$ в направлении действия напряжений $\sigma_{ном}$; при углах $\theta$, отличных от нуля и от $\pi$, величины $\sigma_x/\sigma_{ном}$ значительно меньше $\sigma_y/\sigma_{ном}$.

Главные напряжения $\sigma_1$ и $\sigma_2$ в окрестности трещины с учетом выражений (12.109) равны

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \pm \frac{1}{2}\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2};$$

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1+\sin\frac{\theta}{2}\right);$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1-\sin\frac{\theta}{2}\right), \tag{12.112}$$

а отношение напряжений $\sigma_2/\sigma_1$ на основе этих уравнений —

$$\overline{\overline{\sigma}}^2 = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{1-\sin\frac{\theta}{2}}{1+\sin\frac{\theta}{2}}. \tag{12.113}$$

В случае плоской деформации (когда деформации в направлении толщины пластины стеснены)

$$\overline{\sigma}_z = \mu(\sigma_x+\sigma_y) = 2\mu\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}. \tag{12.114}$$

При $\theta = 0$ $\sigma_z = \sigma_3$. Тогда на основе уравнений (12.109), (12.110) и (12.113)

$$\sigma_i = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\sqrt{(1-2\mu)^2+3\sin^2\frac{\theta}{2}}. \tag{12.115}$$

На основе выражений (12.110) и (12.115) с переходом от плоского напряженного состояния к плоской деформации размер зоны с равными интенсивностями напряжений в направлении трещины уменьшается более существенно, чем в направлении действия номинальных напряжений $\sigma_{\text{ном}}$.

Отношение интенсивности напряжений $\sigma_i$ к сумме главных напряжений $\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3 = 3\sigma_{\text{ср}}$ при $\theta = 0$ соответственно для плоского напряженного состояния и для плоской деформации определяется как

$$\sigma_i/3\sigma_{\text{ср}} = \frac{1}{2};$$

$$\sigma_i/3\sigma_{\text{ср}} = 1-2\mu/2\,(1+\mu). \tag{12.116}$$

При увеличении коэффициента Пуассона $\mu$ от 0,25 до 0,5 в соответствии с уравнениями (12.116) отношение $\sigma_i/3\sigma_{\text{ср}}$ уменьшается от 0,5 до 0.

Упругие деформации в зоне трещины определяются по величинам напряжений на основе закона Гука. Поэтому для плоского напряженного состояния ($\sigma_z = 0$)

$$e_x = \frac{1}{E}\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[(1-\mu)-\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\,(1+\mu)\right];$$

$$e_y = \frac{1}{E}\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[(1-\mu)+\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\,(1+\mu)\right];$$

$$e_z = -\frac{2\mu}{E}\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}; \tag{12.117}$$

$$\gamma_{xy} = \frac{2(1+\mu)}{E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{3}{2}\theta.$$

Интенсивность упругих деформаций $e_i$ равна

$$e_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(e_x-e_y)^2 + (e_y-e_z)^2 + (e_z-e_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)};$$

$$e_i = \frac{2(1+\mu)}{3E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \sqrt{1 + 3\sin^2\frac{\theta}{2}}. \quad (12.118)$$

Из сопоставления выражений (12.110) и (12.118) следует, что

$$e_i/\sigma_i = 2(1+\mu)/3E, \quad (12.119)$$

т. е. характер распределения интенсивностей упругих напряжений и деформаций одинаков. Интенсивность деформаций на продолжении трещины (при $\theta = 0$) равна

$$e_i = \frac{2(1+\mu)}{3E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}. \quad (12.120)$$

В случае плоской деформации

$$e_x = \frac{1}{E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[1 - \mu - 2\mu^2 - \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3}{2}\theta (1+\mu)\right];$$

$$e_y = \frac{1}{E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[1 - \mu - 2\mu^2 + \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3}{2}\theta (1+\mu)\right];$$

$$e_z = 0; \quad (12.121)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{2(1+\mu)}{E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{3}{2}\theta.$$

При этом интенсивность деформаций равна

$$e_i = \frac{2(1+\mu)}{3E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \sqrt{(1-2\mu)^2 + 3\sin^2\frac{\theta}{2}}. \quad (12.122)$$

На основе формул (12.115), (12.119) и (12.122) отношение $e_i/\sigma_i$ при плоской деформации и плоском напряженном состоянии одинаково. При $\theta = 0$ распределение интенсивностей деформаций в минимальном сечении описывается уравнением

$$e_i = \frac{2(1+\mu)}{3E} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} (1-2\mu). \quad (12.123)$$

В соответствии с выражениями (12.120) и (12.123) интенсивность деформаций в минимальном сечении при плоской деформации в (1—2) μ раз меньше, чем при плоском напряженном состоянии. Аналогичное соотношение получается и для интенсивностей напряжений.

Если ввести понятие условного теоретического коэффициента КИН в зоне трещины как отношение интенсивности местных напряжений к интенсивности номинальных напряжений, то для случая плоского напряженного состояния в зоне трещины при $\theta = 0$ на основе выражения (12.110) можно записать

$$\alpha_{\sigma i} = \frac{\sigma_i}{\sigma_{i\ \text{ном}}} = \frac{1}{\sigma_{\text{I ном}}} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}}. \qquad (12.124)$$

Аналогично для интенсивностей деформаций

$$\alpha_{ei} = \frac{e_i}{e_{in}} = \frac{1}{e_{in}} \frac{K_{\text{I}}}{E\sqrt{2\pi r}}. \qquad (12.125)$$

Тогда теоретический коэффициент концентрации будет равен

$$\alpha_{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{\sigma_{\text{I ном}} e_{i\ \text{ном}} E}} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{1}{\sigma_{\text{I ном}}} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}}. \qquad (12.126)$$

В случае плоской деформации в зоне трещины

$$\alpha_{\sigma i} = \frac{1-2\mu}{\sigma_{\text{I ном}}} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}}; \qquad \alpha_{ei} = \frac{1}{e_{\text{I ном}} E} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}};$$

$$\alpha_{\sigma} = \frac{\sqrt{1-2\mu}}{\sigma_{\text{I ном}}} \frac{K_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}}. \qquad (12.127)$$

Формулы (12.124) — (12.127) можно использовать для оценки коэффициентов концентрации напряжений $K_{\sigma}$ и деформаций $K_e$ в зонах трещин в упругопластической области при введении относительных напряжений $\bar{\sigma} = \sigma/\sigma_{\text{т}}$ и деформаций $\bar{e} = e/e_{\text{т}}$ ($\sigma_{\text{т}}$, $e_{\text{т}}$ — напряжение и деформация предела текучести):

$$\{K_{\sigma} K_e\} = f[\alpha_{\sigma}, \bar{\sigma}_{\text{ном}}, m], \qquad (12.128)$$

где $\alpha_{\sigma}$ — теоретический коэффициент концентрации напряжений; $m$ — показатель упрочнения для кривой деформирования при ее аппроксимации степенными уравнениями $\bar{\sigma} = \bar{e}^m$.

Для относительных величин $\bar{\sigma}$ значение коэффициента интенсивности напряжений запишется в форме

$$\bar{K}_{\text{I}} = \bar{\sigma}_{\text{ном}} \sqrt{\pi l}. \qquad (12.129)$$

Так как в вершине трещины (при малых значениях $r$) коэффициент $\alpha_{\sigma}$ по уравнениям (12.125) и (12.129) существенно превышает значение $1/\alpha_{\sigma}$, то, пренебрегая в развернутой формуле (12.128) величиной $1/\alpha_{\alpha}$ по сравнению с $\bar{\sigma}_{\text{ном}}$, при плоском напряженном состоянии в зоне трещины коэффициент концентрации деформаций $K_e$ при $\bar{\sigma}_{\text{ном}} < 1$ на основе выражений (12.86), (12.126) и (12.128) равен

$$K_e = \frac{1}{\bar{\sigma}_{\text{ном}}} \left( \frac{\bar{K}_{\text{I}}}{\sqrt{2\pi r}} \right)^{[2-\bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{\text{ном}})]/(1+m)}. \qquad (12.130)$$

Аналогично для коэффициента концентрации напряжений $K_\sigma$ на основе выражений (12.88), (12.126) и (12.128) можно записать

$$K_\sigma = \frac{1}{\bar{\sigma}_{ном}} \left( \frac{\bar{K}_I}{\sqrt{2\pi r}} \right)^{m[2-n(1-m)(1-\bar{\sigma}_{ном})](1+m)}. \qquad (12.131)$$

Для упругого материала при $m = 1$

$$K_e = K_\sigma = \frac{1}{\bar{\sigma}_{ном}} \frac{\bar{K}_I}{\sqrt{2\pi r}}, \qquad (12.132)$$

что совпадает в соответствии с уравнениями (12.124) — (12.126) с величинам $\alpha_{\sigma_i}$ и $\alpha_\sigma$.

Для идеально упругопластического материала ($m = 0$) на основе формул (12.130) и (12.131)

$$K_e = \frac{1}{\bar{\sigma}_{ном}} \left( \frac{\bar{K}_I}{\sqrt{2\pi r}} \right)^{2-\bar{n}(1-\bar{\sigma}_{ном})}; \qquad K_\sigma = \frac{1}{\bar{\sigma}_{ном}}. \qquad (12.133)$$

При увеличении $\bar{\sigma}_{ном}$ до 1 величина $\bar{n}(1 - \bar{\sigma}_{ном})$ стремится к 0 и уравнение (12.133) запишется в форме (при $\bar{\sigma}_{ном} = 1$)

$$K_e = \frac{\bar{K}_I^2}{2\pi r}. \qquad (12.134)$$

Так как в этом случае $\bar{e}_{ном} = \bar{\sigma}_{ном} = 1$, то интенсивность местных деформаций в зоне трещины

$$\bar{e}_i = K_{\bar{e}} \bar{e}_{ном} = \frac{\bar{K}_I^2}{2\pi} \frac{1}{r} \bar{e}_{ном}. \qquad (12.135)$$

В отличие от упругого распределения деформаций $e_i$, подчиняющегося по уравнению (12.118) зависимости $1/\sqrt{r}$, для идеально упругопластического материала эта зависимость имеет вид $1/r$. Таким образом, при $0 \leqslant \bar{\sigma}_{ном} \leqslant 1$ и $0 \leqslant m \leqslant 1$ показатель степени у координаты $r$ для описания распределения деформаций изменяется в пределах от — 0,5 до —1.

Уравнения (12.109) удовлетворительно описывают распределение напряжений в непосредственной близости от вершины трещины; при увеличении длины трещины $l$ компоненты напряжений уменьшаются, приближаясь к нулю (для $r \gg l$). Для уточнения компонентов напряжений по формуле (12.109) их следует умножить [3] на функцию $f(r/l)$, зависящую от координаты $r$ рассматриваемой точки в минимальном сечении,

$$f\left(\frac{r}{l}\right) = \frac{1 + r/l}{\sqrt{1 + r/2l}}. \qquad (12.136)$$

При $r < l$ значения функции $f(r/l)$ приближаются к 1. Если функцию $f(r/l)$ ввести в формулы для определения $\sigma_i$, $e_i$ и $K_e$, то можно получить

поправочную функцию для уточнения коэффициента концентрации деформаций в зоне трещины:

$$f(K_e) = \frac{K_e'}{K_e} = [f(r/l)]^{[2-\bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{\text{ном}})]/(1+m)}, \qquad (12.137)$$

где $K_e'$ — коэффициент концентрации деформаций с учетом функции $f(r/l)$.

Функция $f(K_e)$ оказывается больше единицы при $\frac{r}{l} > 0{,}2 \div 0{,}5$, достигая при $r/l = 10$ значения 20. Функции $f(r/l)$ и $f(K_e)$ используются при расчетах прочности и живучести для повышенных уровней деформаций в зонах трещин.

Формулу (12.130) с учетом (12.137) по аналогии с (12.125) можно записать в виде

$$K_e = \frac{1}{\bar{\sigma}_{\text{ном}}^{-P_{\sigma e}}} \frac{\bar{K}_{\text{I}}^{P_{ke}}}{(2\pi r)^{P_{re}}} f(r/l)^{P_{ke}}, \qquad (12.138)$$

где

$$P_{\sigma e} = 1;$$

$$P_{ke} = \frac{2 - \bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{\text{ном}})}{1+m}; \qquad P_{re} = \frac{1}{2} P_{ke}. \qquad (12.139)$$

Сравнивая выражения (12.125) и (12.138), можно ввести понятие коэффициента интенсивности упругопластических деформаций

$$\bar{K}_{\text{I}e} = \bar{K}^{P_{ke}}, \qquad (12.140)$$

где $\bar{K}_{\text{I}}$ — КИН в упругой области по уравнению (12.129).

При упругих деформациях, когда $m = 1$, в соответствии с уравнением (12.139) $P_{ke} = 1$ и $\bar{K}_{\text{I}e} = \bar{K}_{\text{I}}$. Аналогично (12.138) записывается формула (12.131):

$$K_\sigma = \frac{1}{\bar{\sigma}_{\text{ном}}^{-P_{\sigma\sigma}}} \frac{\bar{K}_{\text{I}}^{P_{k\sigma}}}{(2\pi r)^{P_{r\sigma}}} f(r/l)^{P_{k\sigma}}, \qquad (12.141)$$

где $P_{\sigma\sigma} = 1$;

$$P_{k\sigma} = \frac{m[2 - \bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{\text{ном}})]}{1+m}; \qquad P_{r\sigma} = \frac{1}{2} P_{k\sigma}. \qquad (12.142)$$

Тогда КИН в упругопластической области

$$\bar{K}_{\text{I}\sigma} = \bar{K}_{\text{I}}^{P_{k\sigma}}. \qquad (12.143)$$

При $m = 1$ (упругий материал) $P_{k\sigma} = 1$ и $\bar{K}_{\text{I}\sigma} = \bar{K}_{\text{I}}$. При относительных номинальных напряжениях $\bar{\sigma}_{\text{ном}} > 1$ можно получить [3]

$$P_{\sigma e}=\frac{2}{1+m};\qquad P_{ke}=\frac{2-\bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{ном})}{1+m};\qquad P_{re}=\frac{1}{2}P_{ke};\tag{12.144}$$

$$P_{\sigma\sigma}=\frac{2m}{1+m};\qquad P_{k\sigma}=\frac{m[2-\bar{n}(1-m)(1-\bar{\sigma}_{ном})]}{1+m};\qquad P_{r\sigma}=\frac{1}{2}P_{k\sigma};\tag{12.145}$$

$$P_{k\sigma}=mP_{ke};\qquad P_{r\sigma}=mP_{re};\qquad P_{\sigma\sigma}=mP_{\sigma e}.\tag{12.146}$$

Формулы (12.140) и (12.143) являются основными для расчетной оценки напряженного и деформированного состояний в окрестности трещины в упругой и упругопластической областях. По мере снижения сопротивления пластическим деформациям, характеризуемого уменьшением показателя $m$, коэффициент интенсивности деформаций при заданном номинальном напряжении увеличивается.

КИН при других видах нагружения можно вычислять по приведенным в [3] формулам линейной механики разрушения с введением соответствующих поправок:

$$\begin{aligned}\bar{K}_{I}&=\bar{\sigma}_{ном}\sqrt{\pi l}f(\bar{K}_{I});\\ \bar{K}_{II}&=\bar{\tau}_{ном}\sqrt{\pi l}f(\bar{K}_{II});\\ \bar{K}_{III}&=\bar{\tau}_{ном}\sqrt{\pi l}f(\bar{K}_{III}),\end{aligned}\tag{12.147}$$

где $\bar{K}_{I}$, $\bar{K}_{II}$ и $\bar{K}_{III}$ — КИН соответственно для трех моделей трещины линейной механики разрушения; $l$ — размер трещины; $\bar{\sigma}_{ном}$, $\bar{\tau}_{ном}$ — относительные номинальные напряжения; $f(\bar{K}_{I})$, $f(\bar{K}_{II})$, $f(\bar{K}_{III})$ — поправочные функции.

Значения функции $f(\bar{K}_{I})$ зависят от размеров пластин и трещин, а также способа нагружения. Обобщение ряда имеющихся в литературе данных для определения функции $f(\bar{K}_{I})$ выполнено в работе [3].

По формулам (12.136) и (12.138) определяются размеры пластической зоны $r_т$. Для относительных номинальных напряжений $\bar{\sigma}_{ном}<1$ величина $r_т$ устанавливается из уравнения

$$\left[\bar{\sigma}_{ном}=\sqrt{\frac{l}{r_т}}\,\frac{(1+r_т/l)}{\sqrt{1+0{,}5r_т/l}}\,f(\bar{K}_{I})\right]^{P_{ke}}=\bar{e}_i=1.\tag{12.148}$$

Результаты расчетов по уравнению (12.148) практически совпадают с результатами решения Панасюка, Дагдейла и Райса и при относительных номинальных напряжениях $\bar{\sigma}_{ном}>0{,}5$ существенно выше, чем по упругому решению.

Приведенные выше данные о коэффициентах интенсивности деформаций можно использовать для оценки перемещений берегов трещины. Перемещения $u$ в направлении, перпендикулярном линии трещины, в соответствии с упругими решениями равны

$$u=\frac{\bar{K}_{I}}{E}\sigma_{г}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}(1+\mu)\left(\frac{3-\mu}{1+\mu}+1\right).\tag{12.149}$$

С учетом выражений (12.136), (12.138) и (12.140) уравнение (12.149) для стадии упругопластических деформаций записывается в форме

$$u = (1+\mu)\left(\frac{3-\mu}{1+\mu}+1\right) e_т \overline{K}_{Ie}\left(\frac{r}{2\pi}\right)^{P_{re}} / [f(r/l)]^{P_{ke}}. \qquad (12.150)$$

Упругие решения по формуле (12.149) дают существенно меньше значения перемещения $u$, чем упругопластические по выражению (12.150) и по решению Панасюка—Дагдейла.

Существенное значение в механике разрушения имеет величина перемещений, определяемая в вершине трещины — т. е. раскрытие трещины $\delta$. В соответствии с гипотезой А. Уэлса

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_т E}, \qquad (12.151)$$

а согласно решению В. В. Панасюка

$$\delta = \frac{8\sigma_т l}{\pi E} \ln \sec \frac{\pi\sigma_{ном}}{2\sigma_т}. \qquad (12.152)$$

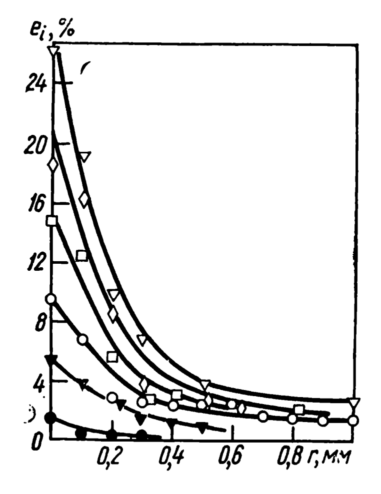



Рис. 12.11. Перераспределение деформаций в вершине трещины при увеличении числа полуциклов напряжения:

○ — $k=0$; ● — $k=1$; ◇ — $k=100$; □ — $k=50$; ▽ — $k=220$; ▼ — $k=221$.

Раскрытие трещины в упругопластической стадии, получаемое на основе совместного решения уравнений (12.148) и (12.150), для материалов с небольшим упрочнением, мало отличается от такового, вычисленного по формуле (12.152), и существенно выше, чем по формуле (12.151). Данные расчетов по уравнению (12.150) достаточно хорошо согласуются с измерениями перемещения и формы краев трещины при статическом растяжении плоских образцов [3].

Уравнения (12.109)—(12.152) о номинальных и местных напряженно-деформированных состояниях при наличии трещин упругой и упругопластической областей и однократном статическом нагружении позволяют рассмотреть перераспределение напряжений и деформаций при малоцикловом нагружении.

При малоцикловом нагружении в уравнениях (12.128), (12.129)—(12.135) и (12.138)—(12.152) должны быть введены параметры обобщенных диаграмм циклического нагружения (12.49), (12.50).

На рис. 12.11 показаны результаты экспериментов при симметричном цикле растяжения — сжатия ($\bar{\sigma}_a = \bar{\sigma}_{ном} = 1{,}15$) образца (см. рис. 12.10) из стали 15ХМФА ($\sigma_т = 515$ МПа), ширина которого равна 24 мм, толщина — 6, исходная глубина трещины $l = 2$ мм. По мере увеличения числа полуциклов $k$ от исходного ($k = 0$) до $k = 220$, близкого к разрушающему ($k = 232$), интенсивность деформаций $e_i$, измеренных методом сеток с шагом 0,1 мм, в наибольшей степени растет у вершины трещины ($r/l < 0{,}25$).

Увеличение деформаций в полуциклах сжатия существенно меньше; однако во всех случаях деформации у вершины трещины растягивающие. Быстрое одностороннее накопление интенсивности деформаций $e_i$ у вершины трещины связано с высоким уровнем относительных номинальных напряжений ($\bar{\sigma}_{ном} > 1$), циклическим разупрочнением стали и ростом длины трещины $l$.

Соответствие рассчитанных по уравнениям (12.135) и (12.148) и экспериментально определенных полей упругопластических деформаций в вершине трещины показано в работе [3].

## 12.5. Деформационные критерии развития трещин при малоцикловом нагружении

Образование трещины в гладких образцах и в зонах концентрации при малоцикловом разрушении определяется амплитудами пластических $e_{ап}$ и упругих $e_{ay}$ деформаций [1 — 6]. В соответствии с уравнениями Коффина—Мэнсона—Лангера и их модификациями число циклов до образования трещин связано с амплитудой общей деформации ($e_a = e_{ап} + e_{ay}$) степенными уравнениями

$$e_a = \frac{1}{4N^{m_{еп}}} \ln \frac{1}{1 - \psi_K} + 0{,}435 \frac{S_K}{EN^{m_{еу}}}, \qquad (12.153)$$

где $m_{еп}$, $m_{еу}$ — характеристики сопротивления малоцикловому разрушению при жестком нагружении; $\psi_K$, $S_K$ — характеристики статических свойств. Величина $m_{еп} \approx 0{,}5$ для сталей с $\sigma_в < 700$ МПа и растет до 0,6 при $\sigma_в = 1200$ МПа, характеристика $m_{еу} \approx 0{,}08 \div 0{,}12$.

Для мягкого нагружения

$$e_a \cong \frac{1}{N^{m_\sigma}} \frac{1 - R_\sigma}{2} A \ln \frac{1}{1 - \psi_в} \alpha_\sigma^2 + 0{,}435 \frac{S_K}{EN^{m_{еу}}}, \qquad (12.154)$$

где $m_\sigma \approx m_{\sigma_0} \frac{1 - R_\sigma}{2}$; $m_{\sigma_0} \cong 0{,}85 - 1{,}2\,(1 - \sigma_{0,2}/\sigma_в)$; $R_\sigma$ — коэффициент асимметрии нагружений; $A$ — см. уравнение (12.45).

С учетом циклической нестабильности материалов вместо величин пластических деформаций $e_{ап}$ должна использоваться ширина петли $\bar{\delta}^{(k)}$ и вместо $e_{ay}$ величина напряжений $\bar{S}^{(k)}$ по уравнениям (12.37) и (12.50)

$$\bar{e}_{ап}^{(k)} = \frac{\bar{S}^{(k)}}{2} \text{ и } \bar{e}_{ay} = \bar{S}^{(k)}. \qquad (12.155)$$

В последнем случае осуществляется интегрирование функций для $\bar{\delta}^{(k)}$ и $\bar{S}^{(k)}$.

Для описания процессов малоциклового разрушения используются три основные группы критериев [3]:

1) деформационные (через коэффициенты интенсивности деформаций, величины локальных деформаций, раскрытие трещин и размер ПЗ);

2) энергетические (через $J$-интеграл, поверхностную или объемную энергию, плотность энергии деформаций);

3) силовые (через КИН).

Согласно изложенным в п. 12.1 особенностям распределения и перераспределения упругопластических деформаций в вершине трещины наиболее оправданы для механики малоциклового разрушения первые две группы критериев.

Анализ применимости трех групп критериев проведен в [3]. Скорость роста трещины длиной $l$ по числу циклов нагружения $N$ для области малоциклового жесткого нагружения с размахом номинальных пластических деформаций $\Delta e_{\text{п.ном}}$ по предложению С. Мэнсона может быть описана степенным уравнением, аналогичным уравнению Пэриса:

$$v = \frac{dl}{dN} = C_{e\text{п}} (\Delta e_{\text{п.ном}} \sqrt{l})^s, \qquad (12.156)$$

где $C_{e\text{п}}$, $s$ — характеристики материала и условий нагружения.

Интегрирование этого уравнения и введение предложения о постоянстве критической длины трещины дают степенное уравнение кривой малоцикловой усталости (уравнение Мэнсона—Коффина).

Процесс роста малоцикловой трещины длиной $l$ при повторном нагружении от начального размера $l_0$ до критического $l_c$ можно представить на основе интерполяционного уравнения Е. М. Морозова

$$\delta = \delta_c \left(1 - \frac{1 - l/l_c}{1 - l_0/l_c}\right)^2, \qquad (12.157)$$

где $\delta$ и $\delta_c$ — текущее и критическое раскрытие трещины (окончательному разрушению при этом соответствует условие $\delta = \delta_c$).

Так как раскрытие трещины $\delta$ (или перемещение берегов трещины $u$) можно связать с размером пластической зоны $r_{\text{т}}$ на основе уравнений (12.149)—(12.152), то приращение трещины в цикле (что эквивалентно скорости трещины $v$ при большом числе циклов $N$) записываются выражением

$$v = C_{\text{т}} r_{\text{т}} = C_{\text{т}} l_0 \sec\left(\frac{\pi \Delta\sigma_{\text{ном}}}{2\sigma_{\text{т}}} - 1\right), \qquad (12.158)$$

где $C_{\text{т}}$ — характеристики материала; $\Delta\sigma_{\text{ном}}$ — размах номинальных напряжений.

Если принять, что размах раскрытия трещины $\Delta\delta$ пропорционален КИН или произведению $\Delta e_{\text{п.ном}} \sqrt{l}$ в уравнении (12.156), то

$$v = C_\delta \Delta\delta^{s_\delta}, \qquad (12.159)$$

где $C_\delta$, $s_\delta$ — характеристики материала.

Уравнения (12.156), (12.157) оправдываются результатами экспериментов в диапазоне скоростей трещин от $10^{-4}$ до $5 \cdot 10^{-1}$ мм/цикл. В этих уравнениях в явном виде не учитываются циклические свойства материалов и перераспределения упругопластических деформаций в вершине и за пределами трещины. Возможность такого учета появляется при использовании деформационных критериев малоциклового разрушения в форме коэффициентов интенсивности деформаций (см. п. 12.2).

Развитие трещины в упругом материале (с показателем упрочнения $m = 1$) при статическом нагружении можно описать на базе силового критерия разрушения: трещина с начальной длиной $l_0$ при номинальных напряжениях $\sigma_{\text{ном}}$ увеличивается на величину $r_f$ от вершины трещины в

зоне, в которой местные напряжения превышают разрушающие $\sigma_f$. Размер $r_f$ зоны разрушения в направлении трещины при $\theta = 0$ определяется в первом приближении на основе уравнений (12.109) и (12.112) из условия

$$r_{f_1} = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_{\rm I}}{\sigma_f}\right)^2. \qquad (12.160)$$

Увеличение начальной длины трещины на величину $r_{f_1}$ приводит к повышению КИН от $K_{\rm I}$ до $K_{\rm I1}$, соответствующему длине трещины $l_0 + r_{f_1}$. Для пластины с центральной трещиной на основе выражения (12.129)

$$r_{f_1} = \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_{\text{ном}}}{\sigma_f}\right)^2 l_0; \qquad K_{\rm I1} = \sigma_{\text{ном}}\sqrt{\pi l_0\left[1 + \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_{\text{ном}}}{\sigma_f}\right)^2\right]}. \qquad (12.161)$$

Осуществляя аналогично последующие приближения, можно получить ряд, для которого

$$r_f = \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_{\text{ном}}}{\sigma_f}\right)^2 l_0 \frac{1}{1 - \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_{\text{ном}}}{\sigma_f}\right)^2}. \qquad (12.162)$$

После перехода от номинальных напряжений $\sigma_{\text{ном}}$ к КИН $K_{\rm I}$ уравнение (12.162) записывается в форме

$$r_f = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_{\rm I}}{\sigma_f}\right)^2\left[1 - \frac{1}{2\pi}(K_{\rm I}/\sigma_f)\right]^{-1}. \qquad (12.163)$$

Уравнение (12.163) в относительных координатах с учетом выражений (12.129) и (12.137) принимает вид

$$r_f = \frac{1}{2\pi}\left[\left(\frac{\overline{K}_{\rm I}}{\overline{\sigma}_f}\right)^2 f\,(r/l)^2\right]\left[1 - \frac{1}{2\pi l_0}\left(\frac{\overline{K}_{\rm I}}{\overline{\sigma}_f}\right)^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\right]^{-1}. \qquad (12.164)$$

Аналогично можно рассмотреть условие развития трещины при возникновении в ее вершине упругопластических деформаций. Для этого используется уравнение (12.118) и условие развития трещины в виде

$$\overline{e}_i = \overline{e}_f. \qquad (12.165)$$

Тогда после замены в уравнении (12.164) величины $\overline{K}_{\rm I}$ на $\overline{K}_{{\rm I}e}$ и $\overline{\sigma}_f$ на $\overline{e}_f$ для плоского напряженного состояния

$$r_f = \frac{1}{2\pi}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\left(\frac{\overline{K}_{{\rm I}e}}{\overline{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\left\{1 - \frac{1}{2\pi l_0}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\times\right.\right.$$

$$\left.\left.\times\left(\frac{\overline{K}_{{\rm I}e}}{\overline{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\right\}^{-1}. \qquad (12.166)$$

При упругих деформациях, когда $m = 1$, $P_{ke} = 1$, $\bar{K}_{Ie} = \bar{K}_I$ и $\bar{e}_f = \bar{\sigma}_f$, уравнение (12.166) совпадает с уравнением (12.164) с учетом того, что постоянный множитель в (12.166), зависящий от коэффициента Пуассона $\mu$, становится равным единице.

При известных значениях $\bar{\sigma}_f$ и $\bar{e}_f$ по уравнениям (12.164) и (12.166) можно построить диаграммы разрушения (зависимость между длиной трещины $l = r_f + l_0$ и номинальным напряжением $\bar{\sigma}_{ном}$).

С переходом в область номинальных упругопластических деформаций при вычислении коэффициента интенсивности деформаций по уравнению (12.140) следует иметь в виду [3] превышение относительных номинальных деформаций $\bar{e}_{ном}$ над относительными номинальными напряжениями $\bar{\sigma}_{ном}$. Тогда

$$\bar{e}_i = \bar{e}_{ном} K_e = \frac{\bar{K}_I^{P_{ke}}}{(2\pi r)^{P_{re}}} f\left(\frac{r}{l}\right)^{P_{ke}} \bar{e}_{ном}. \qquad (12.167)$$

Из сопоставления формул (12.120) и (12.167) следует, что

$$\bar{K}_{Ie} = \bar{e}_{ном}^{\frac{1-m}{1+m}} \bar{K}_I^{P_{ke}};$$

$$\bar{K}_{Ie} = \bar{\sigma}_{ном}^{\frac{1-m}{m(1+m)}} \bar{K}_I^{P_{ke}}. \qquad (12.168)$$

При $m = 1$ $\bar{K}_{Ie} = \bar{K}_I$, а $P_{ke}$ по уравнению (12.139) равно 1.

Результаты расчета размеров зон разрушения $r_f/l_0$ по уравнениям (12.166) и (12.168) для пластины шириной 54 мм показаны на рис. 12.12. В этих расчетах коэффициент Пуассона $\mu$ для зоны разрушения принимался равным 0,5. При небольших величинах $m$ ($m < 0,2$) в области $\bar{\sigma}_{ном} > 1$ отношение $r_f/l_0$ существенно возрастает.

Основными характеристиками материала, определяющими его сопротивление развитию трещин в соответствии с выражениями (12.166) и (12.168), являются показатель упрочнения материала $m$, от которого зависит величина $\bar{K}_{Ie}$, и относительная разрушающая деформация $\bar{e}_f$, на которую влияет также объемность напряженного состояния [3].

На продолжении зоны, расположенной у вершины трещины, при плоском напряженном состоянии в соответствии с уравнениями (12.109) возникает плоское напряженное состояние $\left(\bar{\bar{\sigma}}_1 = \frac{\sigma_1}{\sigma_1} = 1;\ \bar{\bar{\sigma}}_2 = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = 1;\ \bar{\bar{\sigma}}_3 = \frac{\sigma_3}{\sigma_1} = 0\right)$. При плоской деформации на основе уравнений (12.109) и (12.114) относительные компоненты напряжений равны $\bar{\bar{\sigma}}_1 = 1$; $\bar{\bar{\sigma}}_2 = 1$; $\bar{\bar{\sigma}}_3 = 2\mu$. Если принять по [3], что величины $\bar{\bar{\sigma}}_1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2$ и $\bar{\bar{\sigma}}_3$ не изменяются при переходе от упругих деформаций к упругопластическим и что в пределе коэффициент Пуассона $\mu$ становится равным 0,5, то на основе выражения (12.123) интенсивность деформаций в вершине трещины сказывается равной нулю. Это является следствием приближенности уравнений (12.109) для зоны, непосредственно расположенной у вершины трещины. Если

трещину в упругой пластине моделировать эллиптической щелью с отношением большой полуоси эллипса к малой, устремляющимся к бесконечности, то в случае плоского напряженного состояния у вершины эллипса $\bar{\bar{\sigma}}_1 = 1$; $\bar{\bar{\sigma}}_2 = 0$, а в случае плоской деформации $\bar{\bar{\sigma}}_1 = 1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2 = 0$, $\bar{\bar{\sigma}}_3 = \mu$. Эти значения относительных главных напряжений существенно отличаются от упомянутых выше и полученных для упругой пластины с трещиной. Вместе с тем аналитических решений объемных упругопластических задач для трещин пока нет.

Количественные данные о степени объемности напряженного состояния в вершине трещины при упругопластических деформациях можно получить только на основе численных решений, в частности с использованием метода конечных элементов. Согласно обобщению [3] результатов этих решений для пластин конечной толщины $H$ со сквозной трещиной в относительных координатах $2z/H$ или $z/l$ ($l$ — длина трещины), напряжение $\bar{\bar{\sigma}}_1$ равно 1, а напряжение $\bar{\bar{\sigma}}_2$ для всех значений $2z/H$ можно принять постоянным и равным 0,8. Тогда на основе равенства (12.114) при $\mu = 0{,}3$ в условиях, близких к условиям при плоской деформации,

Рис. 12.12. Приращение длины трещин при увеличении относительных номинальных напряжений для материалов с различным упрочнением.

$$\bar{\bar{\sigma}}_3 = \mu\,(\bar{\bar{\sigma}}_1 + \bar{\bar{\sigma}}_2) \approx 1{,}8\mu = 0{,}54. \qquad (12.169)$$

Увеличение напряжений $\bar{\bar{\sigma}}_3$ от 0 до 0,54 в зависимости от координаты $z = 2z/H$ в первом приближении можно описать дугой окружности

$$\bar{\bar{\sigma}}_3 = \sqrt{0{,}292 - (\bar{z} - 0{,}54)^2}. \qquad (12.170)$$

С учетом напряжений $\bar{\bar{\sigma}}_1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2$ и $\bar{\bar{\sigma}}_3$ ($\bar{\bar{\sigma}}_1 = 1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2 = 0{,}8$, $\bar{\bar{\sigma}}_3 = 1{,}8$) и использованием формулы (12.110) относительная величина интенсивности напряжений равна

$$\bar{\bar{\sigma}}_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\bar{\bar{\sigma}}_1 - \bar{\bar{\sigma}}_2)^2 + (\bar{\bar{\sigma}}_2 - \bar{\bar{\sigma}}_3)^2 + (\bar{\bar{\sigma}}_3 - \bar{\bar{\sigma}}_1)^2} =$$

$$= \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{1{,}68 - 6{,}48\mu + 6{,}48\mu^2}. \qquad (12.171)$$

Относительная величина среднего напряжения записывается как

$$3\bar{\sigma}_{ср} = \bar{\bar{\sigma}}_1 + \bar{\bar{\sigma}}_2 + \bar{\bar{\sigma}}_3 = 1{,}8\,(1 + \mu). \qquad (12.172)$$

Тогда коэффициент снижения предельных пластических деформаций $D$ в зоне вершины трещины за счет объемности напряженного состояния

в условиях плоской деформации на основе [3] равен

$$D = k_D \frac{\bar{\bar{\sigma}}_i}{3\bar{\bar{\sigma}}_{ср}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{1{,}68 - 6{,}48\mu + 6{,}48\mu^2}}{1{,}8(1+\mu)}. \qquad (12.173)$$

Коэффициент $k_D$, характеризующий изменение пластичности сталей, по данным [3] можно принять равным 1, 2.

При плоском напряженном состоянии в вершине трещины ($\bar{\bar{\sigma}}_1 = 1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2 = 0{,}8$, $\bar{\bar{\sigma}}_3 = 0$)

$$\bar{\bar{\sigma}}_i = 0{,}91;\ 3\bar{\bar{\sigma}}_{ср} = 1{,}8;\ D_e = k_D 0{,}506 = 0{,}61. \qquad (12.174)$$

Для промежуточных напряжений состояний ($0 \leqslant \bar{\bar{\sigma}}_3 \leqslant 1{,}8$) напряжение $\bar{\bar{\sigma}}_3$ определяется по формуле (12.170), тогда

$$\bar{\bar{\sigma}}_i = \sqrt{0{,}84 - 1{,}8\bar{\bar{\sigma}}_3 + \bar{\bar{\sigma}}_3^2};\ 3\bar{\bar{\sigma}}_{ср} = 1{,}8 + \bar{\bar{\sigma}}_3; \qquad (12.175)$$

$$D_e = k_D \frac{\sqrt{0{,}84 - 1{,}8\bar{\bar{\sigma}}_3 + \bar{\bar{\sigma}}_3^2}}{1{,}8 + \bar{\bar{\sigma}}_3}. \qquad (12.176)$$

Характеристики объемности напряженного состояния у поверхностных полуэллиптических трещин рассмотрены в [6].

Коэффициент $I$ повышения первого главного напряжения в зоне вершины трещины за счет возникновения объемного напряженного состояния в соответствии с [3] равен

$$I = 1/\bar{\bar{\sigma}}_i. \qquad (12.177)$$

Таким образом, если принять, что величины $\bar{\bar{\sigma}}_1$, $\bar{\bar{\sigma}}_2$ и $\bar{\bar{\sigma}}_3$ в вершине трещины не зависят от степени развития пластических деформаций, то для плоского напряженного состояния можно получить $D_e = 0{,}610$ и $I = 1{,}10$, а для плоской деформации — $D_e = 0{,}209$ и $I = 2{,}49$. При других напряженных состояниях значения коэффициентов $D_e$ и $I$ определяются по уравнениям (12.176) и (12.177).

Относительная разрушающая деформация $\bar{e}_f$ в зоне трещины в соответствии с [3] и учетом объемности напряженного состояния равна:

$$\bar{e}_f = (\bar{e}_c / I)\, D_e, \qquad (12.178)$$

где $\bar{e}_c = \bar{e}_k$ — относительная разрушающая местная деформация для гладкого образца, определяемая через сужение в шейке $\psi_k$. Для оценки повышения сопротивления пластическим деформациям при неодноосном номинальном напряженном состоянии с учетом (12.177)

$$I_{ном} = 1/\bar{\bar{\sigma}}_{i\,ном}, \qquad (12.179)$$

где $\bar{\bar{\sigma}}_{i\,ном}$—относительная интенсивность номинальных напряжений ($\bar{\bar{\sigma}}_{1ном} \geqslant \bar{\bar{\sigma}}_{2ном} \geqslant \bar{\bar{\sigma}}_{3ном}$). По величинам $\bar{\bar{\sigma}}_{2ном}$, $\bar{\bar{\sigma}}_{3ном}$ и уравнению (12.179) определяется величина $I_{ном}$, которая используется при оценке величин номиналь-

ных напряжений $\bar{\bar{\sigma}}_{\text{номI}}$ в формулах для определения размера зоны разрушения:

$$\bar{\sigma}_{\text{номI}} = \bar{\sigma}_{\text{ном}} I_{\text{ном}}, \tag{12.180}$$

где $\bar{\sigma}_{\text{ном}}$ — номинальное напряжение, равное отношению первого главного номинального напряжения к пределу текучести.

Формула (12.170) и данные [3] характеризуют главные напряжения в вершине трещины в зависимости от отношения расстояния от свободной поверхности пластины к половине толщины пластины или к длине трещины. Предельная объемность напряженного состояния достигается при толщинах порядка 6—10 мм, начиная с которых характеристика разрушения (КИН, размеры площадок среза) не изменяется. Это позволяет для формулы (12.170) принять величину $H/2$ равной 3—5 мм.

Уравнения (12.166) и (12.168) дают возможность рассмотреть кинетику распространения трещин циклического нагружения при

$$r_f = v, \tag{12.181}$$

где $v$ — скорость роста трещины.

При этом вместо параметров диаграмм статического деформирования ($\bar{\sigma}_{\text{т}}$, $m$) используются параметры диаграмм циклического деформирования $\bar{S}_{\text{т}}^{(k)}$, $m(k)$, которые в соответствии с уравнениями (12.36) — (12.52) выражаются через характеристики $\bar{\sigma}_{\text{т}}$, $\tilde{m}$ диаграмм деформирования в нулевом полуцикле ($\bar{\sigma}^{(0)}$, $\bar{e}^{(0)}$) и характеристики $A$ и $F^{(k)}$ циклических диаграмм деформирования.

Величина $A$ определяет ширину петли в первом полуцикле, нагружения, а функция $F(k)$ — циклическое разупрочнение или упрочнение. В силу возможного существенного различия сопротивления упругопластическим деформациям в исходном (нулевом) и последующих полуциклах напряжения необходимо приращения длины трещины в указанных полуциклах находить раздельно. Для нулевого полуцикла эта величина рассчитывается по уравнению (12.166). Для оценки скорости роста при циклическом напряжении расчет выполняется применительно к координатам $\bar{S}^k - \bar{\varepsilon}^k$ (см. п. 12.1). Тогда относительные номинальные напряжения $\bar{\sigma}_{\text{ном}}$, используемые в нулевом полуцикле, на основе уравнений (12.103) — (12.108) пересчитываются в относительные номинальные напряжения $\bar{S}_{\text{ном}}$, которые связаны с относительными номинальными деформациями $\bar{\varepsilon}_{\text{ном}}$ степенным уравнением, при этом показатель упрочнения в упругопластической области при циклическом нагружении зависит от циклических свойств материала и числа циклов (полуциклов).

В соответствии с изложенным скорость роста трещины для нулевого полуцикла

$$v^{(0)} = \frac{1}{2\pi}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\left(\frac{\bar{K}_{\text{I}e}^{(0)}}{\bar{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\left\{1 - \right.$$

$$\left. - \frac{1}{2\pi l_0}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\left(\frac{\bar{K}_{\text{I}e}^{(0)}}{\bar{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\right\}^{-1}, \tag{12.182}$$

где $\overline{K}_{Ie}^{(0)}$ — коэффициент интенсивности деформаций в нулевом полуцикле, определяемый по выражению (12.140) или (12.168) при $\overline{\sigma}_{ном} = \overline{\sigma}_{ном}^{0}$.

Если приращение трещины в нулевом полуцикле мало по сравнению с начальной длиной $l_0$ и $\mu \approx 0,5$, то на основе равенства (12.182)

$$v^{(0)} = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{\overline{K}_{Ie}^{(0)}}{\overline{e}_f}\right)^2. \qquad (12.183)$$

Аналогично для циклического нагружения (имея в виду, что развитие трещины происходит только в четных полуциклах) можно записать

$$v = \frac{1}{2\pi}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\left(\frac{2\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)}}{\overline{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2 \left\{1 - \right.$$

$$\left. - \frac{1}{2\pi l_0}\left[\frac{2(1+\mu)}{3}\left(\frac{2\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)}}{\overline{e}_f}\right)\right]^2 f\left(\frac{r}{l}\right)^2\right\}^{-1}, \qquad (12.184)$$

где $\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)}$ — коэффициент интенсивности деформаций, определяемый по формулам (12.140) и (12.168) при замене величин $\overline{\sigma}_{ном}$, $\overline{e}_{ном}$ относительными номинальными напряжениями $\overline{S}_{ном}$ и деформациями $\overline{\varepsilon}_{ном}$. С учетом указанных выше допущений на основе выражений (12.183) и (12.184)

$$v = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{2\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)}}{\overline{e}_f}\right)^2. \qquad (12.185)$$

Коэффициент интенсивности деформаций $\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)}$ равен амплитуде коэффициента интенсивности деформаций $\overline{K}_{Iea}^{(k)}$.

Уравнения (12.140), (12.168), (12.185) — основные в нелинейной механике малоциклового разрушения в широком диапазоне упругопластических деформаций (не только местных, но и номинальных).

Так как $\overline{K}_{I\varepsilon}^{(k)} = \overline{K}_{Iea}^{(k)}$, а интенсивность упругопластических деформаций $\overline{e}_i$ в вершине трещины пропорциональна коэффициентам интенсивности деформаций, то на основе формулы (12.185) скорость роста трещины пропорциональна квадрату амплитуды интенсивности местных деформаций

$$v = C_{ei}\overline{e}_{ia}^2, \qquad (12.186)$$

где $C_{ei}$ — характеристика материала и условий нагружения.

Если предположить, как это сделано для уравнения (12.156), что при малоцикловой усталости критическая длина трещины мало зависит от числа циклов, и считать, что интенсивность местных деформаций пропорциональна номинальным пластическим деформациям (при малоцикловом жестком нагружении), когда $\overline{e}_i \approx \Delta e_{рном}$, то после интегрирования (12.186) получим [3]

$$C_f = \Delta e_{рном}^2 N_{ec}. \qquad (12.187)$$

Формула (12.187) соответствует степенному уравнению Мэнсона—Коффина кривой малоциклового разрушения при показателе степени $m_{ec} = 0,5$.

Уравнение (12.186) — основное при описании кинетики трещин малоциклового разрушения. Экспериментами [3] была проведена его всесторонняя проверка — для циклически разупрочняющейся и стабилизирующихся сталей, при мягком и жестком нагружении с различной асимметрией цикла напряжений и деформаций. Исследование выполнялось на образцах различных размеров поперечного сечения с начальным острым надрезом типа трещин и на образцах с концентрацией напряжений, в которых трещины возникали в процессе малоциклового нагружения.

На рис. 12.13 показана зависимость между скоростью распространения трещины и удвоенной амплитудой интенсивности местных упругопластических деформаций $2e_{ai}$ в ее вершине для плоских образцов сечением 24×6 мм с начальной длиной центральной трещины 2 мм из циклически разупрочняющейся стали 12Х2МФА. Испытания проводились при симметричном цикле номинальных

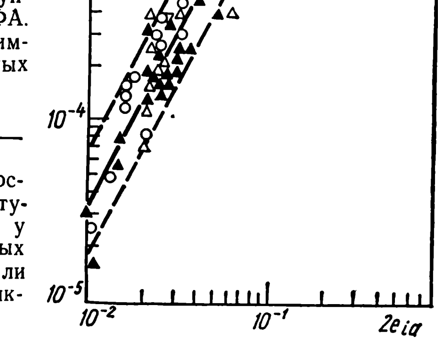



Рис. 12.13. Связь между скоростью роста трещин $v$ и амплитудой локальной деформации $e_{ai}$ у вершины трещины для различных образцов (○, ◑, ▽, ▲, ◒, △) стали 12Х2МФА при симметричном цикле нагрузки.

напряжений (мягкое нагружение) и деформаций (жесткое нагружение). При изменении амплитуд деформаций на два порядка скорость распространения трещины увеличивается примерно на четыре порядка, что согласуется с уравнением (12.186).

ГЛАВА 13

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ИНЖЕНЕРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

## 13.1. Основные предпосылки и исходные соотношения

В последние годы при проектировании различных инженерных конструкций все более широкое применение получают методы оценки их работоспособности на основе прогнозирования РУТ. Практическая важность таких подходов определяется прежде всего тем, что в современных условиях нельзя с абсолютной надежностью исключить появление трещиноподобных дефектов еще в процессе изготовления или на самых ранних стадиях эксплуатации конструкции. В этом случае определение периода докритического роста трещин имеет решающее значение для оценки ресурса работы конструкции. С другой стороны, для многих ответственных конструкций обеспечение высокой надежности связано с проведением целого комплекса профилактических мероприятий, направленных на своевременное выявление опасных повреждений. Выбор и обоснование оптимальных методов и систем дефектоскопического контроля требуют исследования кинетики развития дефектов до достижения предельного состояния. Наконец, изучение закономерностей РУТ позволяет понять сам процесс разрушения и на этой основе разработать научно обоснованные требования к материалам и конструкторско-технологическим решениям, обеспечивающим наибольшую надежность и долговечность при наименьшей металлоемкости.

**Исходные соотношения.** Для трехмерного квазихрупкого тела (элемент конструкции), ослабленного макротрещиной $S_0$ вдоль некоторой поверхности и подвергнутого циклическому нагружению, необходимо определить время (число циклов $N = N_*$), по истечении которого трещина подрастает до критического размера и тело разрушится.

В сферической системе координат $\rho$, $\varphi$, $\alpha$ (рис. 13,1) поверхность распространения усталостной трещины в теле может быть задана уравнениями в параметрической форме, т. е.

$$\rho = \rho(N, \alpha), \quad \varphi = \varphi(N, \alpha),$$

или в векторной

$$\mathbf{r} = \mathbf{r}(N, \alpha),$$

где $\mathbf{r}$ — радиус-вектор. Уравнения начальной поверхности $S_0$ усталостной трещины и ее контура в векторной форме записываются как

$$\mathbf{r}_0 = \mathbf{r}_0(\varphi, \alpha), \quad \mathbf{r}(0, \alpha) = \mathbf{r}_0^{(1)}(\alpha) \tag{13.1}$$

(углы $\alpha$ и $\varphi$ показаны на рис. 13.1).

Кинетику РУТ можно определить, предполагая выполнение следующих условий [1]:

1. Рассматриваемая трещина является макроскопической, т. е. около ее вершины реализуется условие квазихрупкого состояния (уровень напряженно-деформированного состояния определяется КИН $K_{\rm I}$, $K_{\rm II}$, $K_{\rm III}$).

2. Приложенные к телу нагрузки циклически изменяются во времени, причем частота нагружения не слишком высокая и инерционными эффектами можно пренебречь.

3. Распространение трещины в какой-либо точке ее контура происходит вдоль площадок, которые проходят через касательную к контуру трещины в этой точке и на которых достигается максимальное значение деформации $\varepsilon_{max}$ растяжения.

На основании сформулированных условий справедливым считается следующее утверждение: скорость РУТ — однозначная функция деформации растяжения $\varepsilon_{max}$ (здесь подразумевается ее максимальное значение по амплитуде), имеющей место на площадках ее распространения. Эта функция при заданных свойствах окружающей среды, температуре и условиях нагружения (прежде всего асимметрии цикла нагружения) служит характеристикой материала.

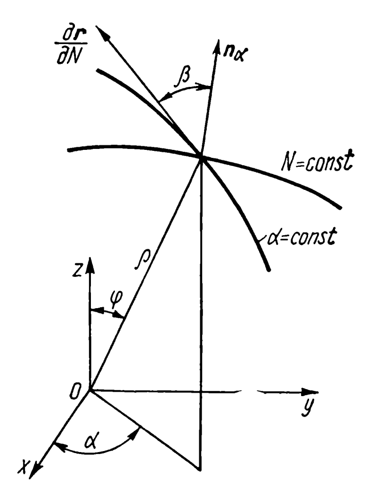



Рис. 13.1. Координатные линии на поверхности усталостной трещины.

На поверхности усталостной трещины (см. рис. 13.1) при изменении параметров $\alpha$ или $N$ образуются соответственно $\alpha$- или $N$-линии. Линии $N = \text{const}$ составляют кинетическое многообразие контуров трещины, а линии $\alpha = \text{const}$ описывают кинетику продвижения точек подвижного контура трещины в определенном направлении. Поэтому вектор касательной вдоль линии $\alpha = \text{const}$ будет описывать скорость РУТ в точке подвижного контура в направлении угла $\alpha$, т. е.

$$\mathbf{v} = \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial N}. \tag{13.2}$$

Из третьего условия следует, что РУТ происходит в нормальной к подвижному контуру плоскости, т. е. вектор скорости РУТ $\partial \mathbf{r}/\partial N$ и вектор нормали $\mathbf{n}_\alpha$ к подвижному контуру $N = \text{const}$ будут находиться в этой плоскости под некоторым углом $\beta$ друг к другу. Математически это условие представляется следующим образом:

$$\frac{\partial \mathbf{r}}{\partial N}\mathbf{n}_б = \sin\beta, \tag{13.3}$$

где $\mathbf{n}_б$ — вектор бинормали к линии $N = \text{const}$,

$$\mathbf{n}_б = \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial N} \times \frac{\partial^2 \mathbf{r}}{\partial \alpha^2}.$$

После подстановки значения $n_б$ в соотношение (13.3), оно превращается в

$$\frac{\partial r}{\partial N}\frac{\partial r}{\partial \alpha}\frac{\partial^2 r}{\partial \alpha^2}-\left|\frac{\partial r}{\partial N}\right|\cdot\left|\frac{\partial r}{\partial \alpha}\times\frac{\partial^2 r}{\partial \alpha^2}\right|\sin\beta=0. \qquad (13.4)$$

На основании третьего условия можно заключить, что угол β определяет максимальное значение деформации растяжения на площадках, проходящих через касательную к подвижному контуру трещины, и поэтому будет вычисляться через КИН $K_I$ и $K_{II}$ [1]:

$$\frac{\partial}{\partial\beta}\left(K_I\cos\frac{\beta}{2}-3K_{II}\sin\frac{\beta}{2}\right)=0. \qquad (13.5)$$

Соотношение (13.5) справедливо как при плоской деформации (трехмерное тело), так и при плоском напряженном состоянии (тонкие пластины).

На основании сформулированного выше утверждения и третьего условия скорость РУТ определяется формулой

$$v=\Phi^{-1}(\lambda), \qquad (13.6)$$

где $\Phi(\lambda)$ — характеристическая функция усталостного разрушения; $\lambda = 1-\sqrt{\varepsilon_{max}/\varepsilon_{fc}}$; $\varepsilon_{fc}$ — деформация растяжения в области предразрушения, при достижении которой наступает спонтанное разрушение тела.

Предполагая, что значение деформации растяжения $\varepsilon_{max}$ вычисляется через коэффициент интенсивности растягивающих напряжений $K_p$, действующих на площадке $\varepsilon_{max}$, безразмерный параметр λ можно записать также в виде

$$\lambda=1-K_p/K_{fc}, \qquad (13.7)$$

причем коэффициент $K_p$ на площадке с полярным углом β определяется следующим образом:

$$K_p=\cos^2\frac{\beta}{2}\left(K_I\cos\frac{\beta}{2}-3K_{II}\sin\frac{\beta}{2}\right). \qquad (13.8)$$

Полный диапазон изменения характеристической функции Φ (λ) описывается соотношением

$$\Phi(\lambda)=A\left[\left(\frac{\lambda_0}{\lambda_0-\lambda}\right)^m-1\right], \qquad (13.9)$$

где $\lambda_0$ соответствует пороговому значению КИН $K_{th}$:

$$\lambda_0=1-K_{th}/K_{fc}.$$

Величины $A$, $m$ и $\lambda_0$ являются характеристиками материала и устанавливаются на основании эксперимента.

С учетом соотношений (13.2)—(13.8) кинетика РУТ (нахождение функций $\rho(N,\alpha)$ и $\varphi(N,\alpha)$) в дополнение к уравнениям теории упругости, определяющим КИН $K_I$ и $K_{II}$, описывается следующей системой дифференциальных уравнений:

$$\Phi(\lambda)\left|\frac{\partial r}{\partial N}\right|=1;$$

$$\frac{\partial r}{\partial N}\frac{\partial r}{\partial \alpha}\frac{\partial^2 r}{\partial \alpha^2}-\left|\frac{\partial r}{\partial N}\right|\cdot\left|\frac{\partial r}{\partial \alpha}\times\frac{\partial^2 r}{\partial \alpha^2}\right|\sin\beta=0, \qquad (13.10)$$

где угол $\beta$ определяется соотношением (13.5).

Если в процессе усталостного разрушения внешнее нагружение не изменяется по направлению или величине амплитуды, направление скорости РУТ **v** будет совпадать с направлением нормали $\mathbf{n}_\alpha$ к подвижному контуру трещины ($\mathbf{n}_\alpha \parallel \mathbf{v}$, $\beta=0$). В этом случае второе уравнение (13.10) упрощается:

$$\frac{\partial \mathbf{r}}{\partial N}\cdot\frac{\partial \mathbf{r}}{\partial \alpha}\cdot\frac{\partial^2 \mathbf{r}}{\partial \alpha^2}=0; \quad K_{\text{II}}(\mathbf{r})=0.$$

Для определения долговечности $N=N_*$ элементов конструкций кроме кинетики РУТ необходимо еще знать и ее критический размер $\mathbf{r}_* = \mathbf{r}_*(N, \alpha)$, при достижении которого наступит предельно равновесное состояние тела.

На основании выражения (13.8) уравнение для нахождения $\mathbf{r}_*$ будет таким:

$$\cos^2\frac{\beta}{2}\left(K_{\text{I}*}\cos\frac{\beta}{2}-3K_{\text{II}*}\sin\frac{\beta}{2}\right)=K_{fc}, \qquad (13.11)$$

где $K_{\text{I}*}$, $K_{\text{II}*}$ — КИН $K_{\text{I}}$ и $K_{\text{II}}$ для тела с трещиной, контур которой описывается радиусом-вектором $\mathbf{r}_*$.

Соотношение (13.11) описывает семейство контуров трещин, из которого надо выбрать тот, который удовлетворяет уравнениям кинетики РУТ (13.10).

Таким образом, совокупность уравнений (13.9)—(13.11) при начальных условиях (13.1) вместе с уравнениями теории упругости дает решение задачи об определении долговечности элементов конструкций с дефектами типа трещин, если из эксперимента установлены величины $A$, $m$, $\lambda_0$ для соотношения (13.9).

**Практически важные частные случаи.** При усталостном разрушении пластинчатых элементов конструкций трещина будет двигаться вдоль некоторой линии, уравнение которой в полярной системе координат $O\rho\varphi$ (рис. 13.2) можно записать в параметрическом виде

$$\rho=\rho(N), \varphi=\varphi(N).$$

Начальные условия (13.1) запишутся так:

$$\rho_0=\rho_c(\varphi); \quad \varphi(0)=\varphi_i; \quad \rho(0)=\rho_i \ (i=1, 2, \dots, j). \qquad (13.12)$$

Здесь $j$ — число угловых точек начального трещинообразного дефекта; $\rho_i$, $\varphi_i$ — их полярные координаты.

В результате приращения числа циклов $\Delta N$ длина усталостной трещины получит приращение $|\Delta \mathbf{r}|$ или в параметрической форме полярный угол $\varphi$ получит приращение $\Delta\varphi$, а радиус $\rho$ — приращение $\Delta\rho$ (рис. 13.2). При этом приращение $\Delta\mathbf{r}$ будет направлено под углом $\beta$ к касательной $d\mathbf{r}/d\varphi$.

Из геометрических соображений на основании рис. 13.2 можно записать $|\Delta \mathbf{r}|=\sqrt{(\Delta\rho)^2+(\Delta\varphi)^2\rho^2}$, где $\Delta\rho=\rho\Delta\varphi\,\mathrm{tg}\,\beta$, или в дифференциальной форме

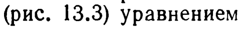
$$\left|\frac{\partial \mathbf{r}}{\partial N}\right|=\sqrt{\left(\frac{\partial\rho}{\partial N}\right)^2+\rho^2\left(\frac{\partial\varphi}{\partial N}\right)^2}, \quad \frac{\partial\rho}{\partial N}=\rho\frac{\partial\varphi}{\partial N}\,\mathrm{tg}\,\beta. \qquad (13.13)$$

С учетом соотношений (13.10) и (13.13) кинетика РУТ в пластине (определение функций $\varphi = \varphi(N)$; $\rho = \rho(N)$) описывается системой дифференциальных уравнений

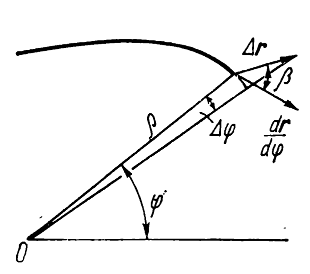
$$\Phi(\lambda)\sqrt{\left(\frac{\partial\rho}{\partial N}\right)^2 + \rho^2\left(\frac{\partial\varphi}{\partial N}\right)^2} = 1; \quad \frac{\partial\rho}{\partial N} = \rho\frac{\partial\varphi}{\partial N}\operatorname{tg}\beta, \quad (13.14)$$

где $\beta$ и $\lambda$ вычисляются по формулам (13.5), (13.7) и (13.8). Для установления критического размера трещины $r_* = r(N_*)$ служит уравнение (13.11).

При распространении трещины в одной плоскости трехмерного тела $xOy$ геометрическая конфигурация ее подвижного контура определяется в полярной системе координат (рис. 13.3) уравнением



$$\rho = \rho(\alpha, N).$$



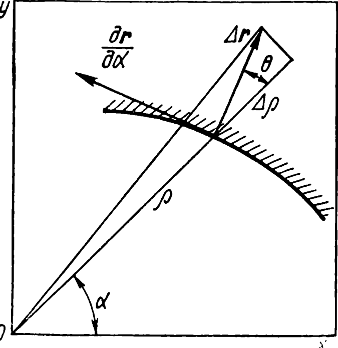




Рис. 13.2. Линия продвижения усталостной трещины в пластинке, отнесенной к полярной системе координат.

Рис. 13.3. Схематическое изображение подвижного контура усталостной трещины.

Поскольку в этом случае скорость РУТ направлена по нормали к ее контуру, то на основании геометрических соображений (см. рис. 13.3) можно записать

$$\left|\frac{\partial r}{\partial N}\right| = \frac{\partial\rho}{\partial N}\cos^{-1}\theta, \quad (13.15)$$

где $\theta$ — угол между направлением радиуса $\rho$ и нормалью к контуру трещины;

$$\cos\theta = \frac{\rho}{\sqrt{\rho^2 + \left(\frac{\partial\rho}{\partial\alpha}\right)^2}}. \quad (13.16)$$

С учетом формул (13.15) и (13.16) система дифференциальных уравнений (13.10) вырождается в одно

$$\Phi(\lambda)\frac{\partial\rho}{\partial N}\left[\rho^{-2}\left(\frac{\partial\rho}{\partial\alpha}\right)^2 + 1\right]^{\frac{1}{2}} = 1 \quad (13.17)$$

при начальном условии

$$\rho(0, \alpha) = \rho_0(\alpha), \quad (13.18)$$

а критический размер трещины $\rho(N_*, \alpha) = \rho_*(\alpha)$ определяется из равенства

$$K_{I_*} = K_{fc}, \tag{13.19}$$

где $K_{I_*}$ — значение КИН $K_I$ для критического размера трещины.

Если у вершины трещины возникает большая ПЗ, т. е. положения линейной механики разрушения неприменимы, то параметр $\lambda$ в уравнении (13.17) определяется [1] через раскрытия трещины $\delta$ с помощью выражения $\lambda = 1 - \sqrt{\delta_{max}/\delta_{fc}}$. Здесь $\delta_{fc}$ — критическое значение раскрытия трещины при циклическом нагружении, а критический размер трещины $\rho_*(\alpha)$ находится из условия $\delta(\rho_*(\alpha)) = \delta_{fc}$.

Приведенные дифференциальные уравнения являются основными исходными соотношениями при исследовании кинетики РУТ. Дальнейшее решение задачи об определении работоспособности конструкции, содержащей трещины, связано с интегрированием этих уравнений с учетом особенностей нагружения, характерных видов дефектности и свойств трещиностойкости используемого материала.

## 13.2. Определение долговечности железнодорожных рельсов с дефектами типа трещин

Для обеспечения надежности и безаварийной работы железнодорожного транспорта важное значение имеет своевременное выявление различных повреждений рельсов. Обоснованное решение возникающих при этом вопросов (установление норм допустимых дефектов, выбор методов и периодичности дефектоскопического контроля и т. д.) требует оценки работоспособности частично поврежденного рельса в условиях эксплуатации железнодорожного пути. Особый интерес представляют дефекты типа трещин, поскольку, как показывает практика, они становятся основной причиной преждевременного выхода рельсов из строя. Поэтому исследование прочности и долговечности железнодорожных рельсов на стадии РУТ — важная проблема, имеющая большое практическое значение.

Определить особенности напряженно-деформированного состояния, возникающего в рельсах под воздействием колес подвижного состава в условиях эксплуатации с учетом всего многообразия действующих силовых факторов, имеющих, как правило, случайный характер, весьма сложно. Вместе с тем многие важные закономерности нагружения рельсов могут быть выявлены на основе сравнительно простых расчетных схем. Для этого необходимо сделать следующие упрощающие предположения [2] относительно работы рельсового пути:

1. Рельс — это неразрезная балка бесконечной длины и неизменного сечения, лежащая на сплошном упругом основании.

2. Вертикальные силы приложены в плоскости симметрии рельсов, а боковые и продольные силы не влияют на величину изгибающего момента относительно горизонтальной оси.

3. Существует линейная зависимость между величиной равномерно распределенной по длине рельса нагрузки $q$ и вызванной ею осадкой $y$, т. е. $q = uy$.

Коэффициент пропорциональности $u$ является модулем упругости основания рельса и численно равен силе, которую нужно приложить к единице длины рельса, чтобы вызвать упругую осадку на единицу длины.

4. Форма упругой линии изгиба рельса от произвольной динамической нагрузки (с учетом неровностей и т. д.) в любой данный момент времени со-

ответствует форме, возникающей от воздействия постоянной нагрузки, взятой в тот же момент времени.

Последнее предположение фактически равносильно тому, что для определения изгибающего момента в любом сечении рельса можно воспользоваться решением соответствующей статической задачи, принимая, что действующая нагрузка на колесо $P$ определяется соотношением

$$P = k_д P_0/2, \tag{13.20}$$

где $P_0$ — средняя осевая нагрузка; $k_д$ — коэффициент динамичности, учитывающий конкретные условия взаимодействия колеса с рельсовым основанием.

В рамках сформулированной расчетной схемы распределение изгибающего момента по длине рельса при приложении к нему сосредоточенной силы $P$ описывается формулой

$$M(x) = Pg(kx)/4k, \tag{13.21}$$

где $g(\xi) = e^{-\xi}(\sin\xi - \cos\xi)$; $x$ — расстояние от расчетного сечения до точки приложения силы; $k = \sqrt[4]{u/4EJ}$ — коэффициент относительной жесткости рельсового основания; $J$ — момент инерции рельса.

В случае действия на рельс системы вертикальных нагрузок выражение для изгибающего момента, полученное при помощи суперпозиции, будет следующим:

$$M(x) = \sum_i P_i g(k(x - x_i))/4k, \tag{13.22}$$

где $x_i$ — координаты точек приложения сил $P_i$.

Поскольку реальная жесткость различных типов рельсового основания достаточно велика ($k = 0{,}8 \div 2{,}1$ м$^{-1}$), влиянием усилий, удаленных от

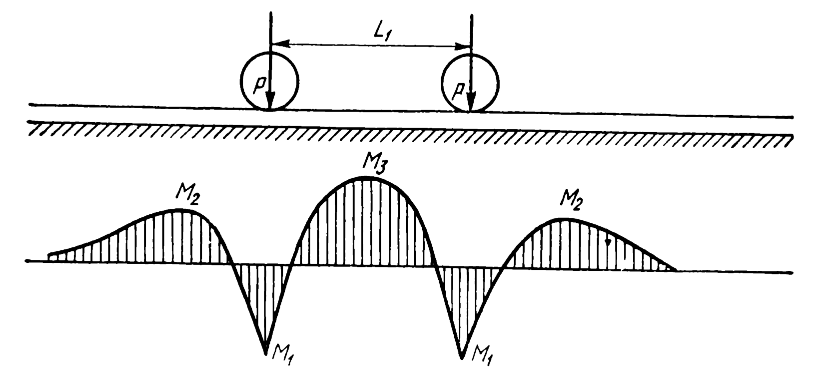



Рис. 13.4. Распределение изгибающего момента в рельсе под двухосной тележкой вагона.

расчетного сечения более чем на 4 м, можно пренебречь. Таким образом, при определении изгибающего момента в поперечном сечении рельса можно ограничиться рассмотрением лишь наиболее близко расположенных колес состава. В частности, распределение изгибающего момента под двухосной тележкой вагона с жесткой базой $L_1$ показано на рис. 13.4 (часть эпюры,

расположенная выше оси, соответствует растягивающим напряжениям в головке). При этом

$$M_1 = P(1 + g(kL_1))/4k,$$
$$M_2 = P(0{,}21 - g(\pi/2 + kL_1))/4k, \qquad (13.23)$$
$$M_3 = -Pg(kL_1/2)/2k.$$

Представленная эпюра одновременно характеризует закон изменения изгибающего момента во времени при движении состава с постоянной скоростью. Следовательно, в процессе эксплуатации рельсы подвергаются блочному нагружению, при этом амплитудные значения момента $M$ для циклов, из которых состоит блок, определяются соотношениями (13.23), а число блоков соответствует числу колесных тележек, прошедших через данное сечение рельса.

Для усталостной трещины, расположенной в поперечном сечении рельса, при циклическом его нагружении и с амплитудой $P$ скорость роста записывается как

$$v_i = (\Phi(K_{\mathrm{I}(i)}))^{-1}, \qquad (13.24)$$

где $\Phi$ — характеристическая функция усталостного разрушения, определяемая соотношением (13.9); $K_{\mathrm{I}(i)}$ — КИН в вершине трещины при изгибе рельса моментом $M_i$. Если пренебречь взаимовлиянием циклов с различной амплитудой друг на друга, то продвижение трещины $\Delta l$ за один блок при блочном нагружении равно сумме ее продвижений за каждый цикл. Поэтому средняя скорость РУТ, отнесенная к числу блоков $N$, записывается следующим выражением:

$$v_{\text{ср}} = \frac{dl}{dN} = \sum_i N_i (\Phi(K_{\mathrm{I}(i)}))^{-1}, \qquad (13.25)$$

где $N_i$ — число циклов с данной амплитудой; суммирование ведется по тем амплитудным значениям величины $M$, которые соответствуют максимальным растягивающим напряжениям в зоне расположения трещины.

С учетом соотношения (13.25) на основании (13.17) для описания кинетики РУТ в рельсах получаются такие дифференциальные уравнения:

1) для трещины, расположенной в головке рельса,

$$\frac{\Phi(K_{\mathrm{I}(2)})\Phi(K_{\mathrm{I}(3)})}{2\Phi(K_{\mathrm{I}(2)}) + \Phi(K_{\mathrm{I}(3)})}\frac{\partial\rho}{\partial N}\left[1 + \rho^{-2}\left(\frac{\partial\rho}{\partial\alpha}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}} = 1; \ \rho|_{N=0} = \rho_0(\alpha), \qquad (13.26)$$

2) для дефекта в подошве рельса

$$\frac{\Phi(K_{\mathrm{I}(1)})}{2}\frac{\partial\rho}{\partial N}\left[1 + \rho^{-2}\left(\frac{\partial\rho}{\partial\alpha}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}} = 1; \ \rho|_{N=0} = \rho_0(\alpha). \qquad (13.27)$$

Определение долговечности рельсов путем непосредственного интегрирования дифференциальных уравнений (13.26) и (13.27) — весьма трудная задача. Связано это прежде всего с трудностями вычисления КИН, вызванными сложными эффектами взаимодействия трещин со свободными поверхностями рельса. В таких случаях практически невозможно реализовать полное решение задачи (т. е. определить систему подвижных контуров трещины, а затем общую долговечность рельса) без дальнейших упро-

щений. Один из возможных приближенных подходов состоит в том, что конфигурация контура трещины в процессе ее усталостного развития предполагается заранее известной. Такая информация может быть получена, например, на основании изучения общих закономерностей разрушения рельсов как при их эксплуатации, так и в лабораторных условиях. В этом случае решение для КИН строится при помощи различных приближенных методов, а долговечность рельса определяется исследованием решений более простых дифференциальных уравнений, полученных из выражений (13.26) и (13.27) при $\alpha = \text{const}$.

Для рельса, ослабленного внутренней поперечной трещиной в головке (рис. 13.5), при допущении, что вначале трещина близка к круговой, а при подрастании повторяет форму головки, которая хорошо аппроксимируется овалом четвертой степени (такая схема удовлетворительно согласуется с данными экспериментов и практики [3]), кинетическую систему контуров можно представить при помощи уравнения в полярной системе координат

$$\rho(N, \alpha) = \frac{ab}{\sqrt[4]{b^4 \cos^4 \alpha + a^4 \sin^4 \alpha}}, \tag{13.28}$$

причем полуоси трещины $a$, $b$ связаны между собой соотношением

$$a(N) = b(N)\,[1 + (\eta - 1)\,\varepsilon_1(N)], \tag{13.29}$$

где $\eta = a_1/b_1$; $\varepsilon_1 = b/b_1$; $2a_1$, $2b_1$ — соответственно ширина и высота головки рельса.

Приближенное решение задачи об определении значения КИН при изгибе рельса с трещиной указанной конфигурации моментом $M$, полученное [4] при помощи метода граничной интерполяции, следующее:

$$K_{\text{I}} = \frac{M}{J} H \sqrt{b_1}\, F_1(\alpha, \varepsilon_1). \tag{13.30}$$

Здесь $H$ — расстояние от нейтральной оси рельса до центра трещины, а безразмерная функция $F_1(\alpha, \varepsilon_1)$ имеет вид

$$F_1(\alpha,\varepsilon_1) = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\, Q(\alpha) \sqrt{\varepsilon_1} \left[1 + \sqrt{\frac{\eta}{3\eta - 1} + \frac{b_1 \eta^2}{(5\eta - 1)H}\,(\operatorname{ctg}^4\alpha + \eta^4)^{-1/4}} \times \right.$$

$$\left. \times \left(\frac{1 - \sqrt{1 - \varepsilon_1}}{\sqrt{1 - \varepsilon_1}}\right)\right]^2 \left[1 + \left(1 - \frac{4}{\pi^2}\right) \frac{\varepsilon_1}{1 - \varepsilon_1}\, Q^2(\alpha)\, R(\alpha)\right]^{-\frac{1}{2}},$$

где

$$Q(\alpha) = \sqrt[8]{\cos^4 \alpha + \sin^4 \alpha} \left[\frac{1}{\sqrt[4]{\cos^4\alpha + \sin^4 \alpha}} - \right.$$

$$\left. - \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \frac{d}{d\varphi} (\cos^4 \alpha + \sin^4 \alpha)^{-\frac{1}{4}} \operatorname{ctg} \frac{\alpha - \varphi}{2}\, d\varphi \right];$$

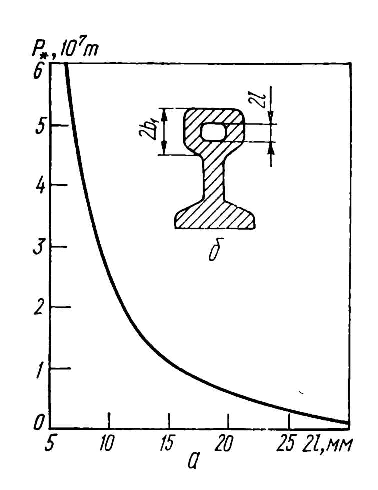
$$R(\alpha) = \sqrt{\cos^6 \alpha + \eta^8 \sin^6 \alpha}\; \frac{(\cos^4 \alpha + \eta^4 \sin^4 \alpha)^{\frac{1}{4}}}{(2\eta - 1)\cos^4 \alpha + \eta^5 \sin^4 \alpha}.$$

Решение для КИН $K_I$, учитывающее действие в головке постоянных по величине нормальных напряжений $\sigma_0$ от продольных усилий, остаточных и температурных напряжений и т. д., аналогичное:

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{b_1} F_2 (\alpha, \varepsilon_1), \qquad (13.31)$$

причем

$$F_2 (\alpha, \varepsilon_1) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} Q(\alpha) \sqrt{\varepsilon_1} \left[1 - \sqrt{\frac{\eta}{3\eta - 1}} \left(1 - \frac{1}{\sqrt{1 - \varepsilon_1}}\right)\right]^2 \times$$
$$\times \left[1 + \left(1 - \frac{4}{\pi^2}\right) \frac{\varepsilon_1}{1 - \varepsilon_1} Q^2(\alpha) R(\alpha)\right]^{-\frac{1}{2}}.$$



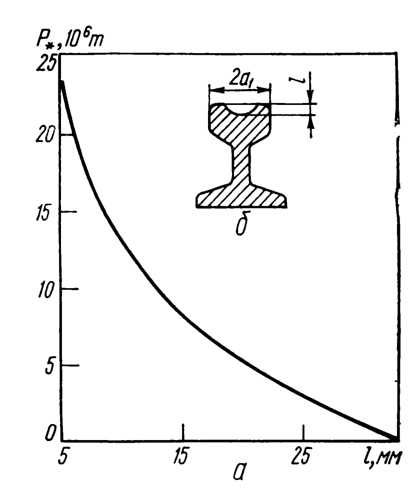




Рис. 13.5. Зависимость допустимого тоннажа от начального размера внутренней трещины (*а*) в головке рельса (*б*).

Рис. 13.6. Зависимость допустимого тоннажа от начального размера краевой трещины (*а*) в головке рельса (*б*).

Максимальное вдоль контура трещины значение КИН достигается в точке $\alpha = \pi/2$:

$$F_1\left(\frac{\pi}{2}, \varepsilon_1\right) = 1{,}18 \sqrt{\varepsilon_1}\left[1 - \sqrt{\frac{\eta}{3\eta - 1} + \frac{b_1 \eta}{(5\eta - 1) H}} \times \right.$$
$$\left. \times \left(1 - \frac{1}{\sqrt{1 - \varepsilon_1}}\right)\right]\left(1 + 0{,}656 \frac{\varepsilon_1}{1 - \varepsilon_1}\right)^{-\frac{1}{2}};$$

$$(13.32)$$

$$F_2\left(\frac{\pi}{2}, \varepsilon_1\right) = 1{,}18 \sqrt{\varepsilon_1}\left[1 - \sqrt{\frac{\eta}{3\eta - 1}}\left(1 - \frac{1}{\sqrt{1 - \varepsilon_1}}\right)\right]^2 \times$$
$$\times \left(1 + 0{,}656 \frac{\varepsilon_1}{1 - \varepsilon_1}\right)^{-\frac{1}{2}}.$$

Дифференциальное уравнение (13.26), описывающее кинетику РУТ при $\alpha = \pi/2$, имеет вид

$$\frac{\Phi(K_{I(2)})\,\Phi(K_{I(3)})}{2\Phi(K_{I(2)}) + \Phi(K_{I(3)})}\,\frac{db}{dN} = 1 \qquad (b(0) = b_0), \tag{13.33}$$

где $b_0$ — размер исходного дефекта; $K_{I(i)}$ — КИН в рельсе с трещиной при нагружении его изгибающим моментом $M_i$:

$$K_{I(i)} = \frac{M_i}{J} H \sqrt{b_1} F_1\left(\frac{\pi}{2}, \varepsilon_1\right) + \sigma_0 \sqrt{b_1} F_2\left(\frac{\pi}{2}, \varepsilon_1\right). \tag{13.34}$$

После интегрирования уравнения (13.33) получается следующая формула для определения долговечности рельса:

$$N_* = \int_{b_0}^{b_*} \frac{\Phi(K_{I(2)})\,\Phi(K_{I(3)})}{2\Phi(K_{I(2)}) + \Phi(K_{I(3)})}\, db. \tag{13.35}$$

($b_*$ — критический размер дефекта, при котором выполняется условие $K_{I(3)} = K_{Ic}$).

Учитывая, что одному блоку нагрузки соответствует прохождение двух колесных пар, легко рассчитать также тоннаж, который может быть пропущен через участок пути с указанным повреждением, прежде чем дефект прорастет до критических размеров:

$$P_* = 2P_0N_*. \tag{13.36}$$

В рельсе, поперечное сечение которого ослаблено в верхней части головки краевой трещиной, выходящей на контактную поверхность (рис. 13.6), можно считать контур трещины достаточно близким к полуэллипсу с полуосями $a$ и $b$. Пока трещина мала, напряженное состояние в ее окрестности приближается к напряженному состоянию полупространства, содержащего полуэллиптическую трещину, при эквивалентном нагружении. В этом случае устойчивый РУТ происходит при отношении полуосей $a/b \approx 3/2$, поскольку именно при такой форме реализуется условие $K_I = \text{const}$ вдоль контура трещины. При дальнейшем подрастании трещины под влиянием свободных поверхностей головки рельса ее контур будет постепенно выравниваться, стремясь к прямолинейному. Таким образом, в данном случае кинетическая система контуров может быть представлена совокупностью полуэллипсов, полуоси которых удовлетворяют соотношениям

$$a(N) = \frac{3b(N)}{2(1 - \varepsilon_1(N))}, \qquad \varepsilon_1(N) = b(N)/b_1. \tag{13.37}$$

С использованием метода граничной интерполяции решение задачи об определении КИН при изгибе рельса с рассматриваемым дефектом будет следующим:

$$K_I = M\sqrt{b_1}\,F_3(\varepsilon_1)/W, \tag{13.38}$$

где $W$ — момент сопротивления рельса по верху головки;

$$F_3(\varepsilon_1) = 6{,}75\sqrt{\varepsilon_1}\left(\frac{\sqrt{1-0{,}23\varepsilon_1}}{1-\varepsilon_1} - 0{,}454\right)^2 \times$$

$$\times\left(1 + 4{,}37\frac{\varepsilon_1}{1-\varepsilon_1}\left(\frac{1-0{,}24\varepsilon_1}{1-0{,}19\varepsilon_1}\right)^2\right)^{-\frac{1}{2}}.$$

С учетом действия нормальных напряжений от продольных усилий значения КИН выражаются как

$$K_{\mathrm{I}(i)} = \left(\frac{M_i}{W} + \sigma_0\right) F_3(\varepsilon_1). \qquad (13.39)$$

Дифференциальное уравнение РУТ, а также формулы для определения долговечности совпадают с аналогичными соотношениями (13.33), (13.35) и (13.36), записанными для предыдущего случая.

Таблица 13.1. **Исходные данные для расчета долговечности рельсов**

| Название параметра | Его значение |
|---|---|
| Средняя нагрузка на ось $P_0$ | 186 кН |
| Остаточные напряжения в головке рельса $\sigma_0$ | 70 МПа |
| Коэффициент динамичности $k_д$ | 1,25 |
| Жесткая база тележки $L_1$ | 1,85 м |
| Коэффициент относительной жесткости рельса и рельсового основания $k$ | 1,35 $м^{-1}$ |
| Амплитудные значения изгибающего момента | |
| $M_2$ | 3,8 кН·м |
| $M_3$ | 7,8 кН·м |
| Момент инерции рельса $J$ | $35{,}5\cdot10^{-6}$ $м^4$ |
| Момент сопротивления рельса по верху головки $W$ | $358\cdot10^{-6}$ $м^3$ |
| Высота головки 2 $b_1$ | 41 мм |
| Ширина головки 2 $a_1$ | 74 мм |
| Расстояние от нейтральной оси до центра головки $H$ | 78 мм |
| Характеристики трещиностойкости | |
| $A$ | $1{,}56\cdot10^7$ цикл/м |
| $m$ | 1,25 |
| $\lambda_0$ | 0,88 |
| $K_{fc}$ | 52 МПа·$\sqrt{м}$ |

На рис. 13.5 и 13.6 представлены графики зависимости допустимого тоннажа от начального размера трещины, полученные при помощи изложенного метода. Исходные данные для расчета приведены в табл. 13.1, они соответствуют конструкции верхнего строения пути с нетермообработанными рельсами Р65, изготовленными из стали 75Г и уложенными на бетонные шпалы (1840 штук на 1 км) при щебеночном балансе.

## 13.3. Оценка работоспособности несущих рам сельскохозяйственных машин с позиций их трещиностойкости

Несущие элементы рам сельскохозяйственных машин содержат различные конструктивные концентраторы напряжений: сварные швы, отверстия, накладки и т. п., которые в условиях циклически изменяющихся эксплуатационных нагрузок служат очагами зарождения усталостных

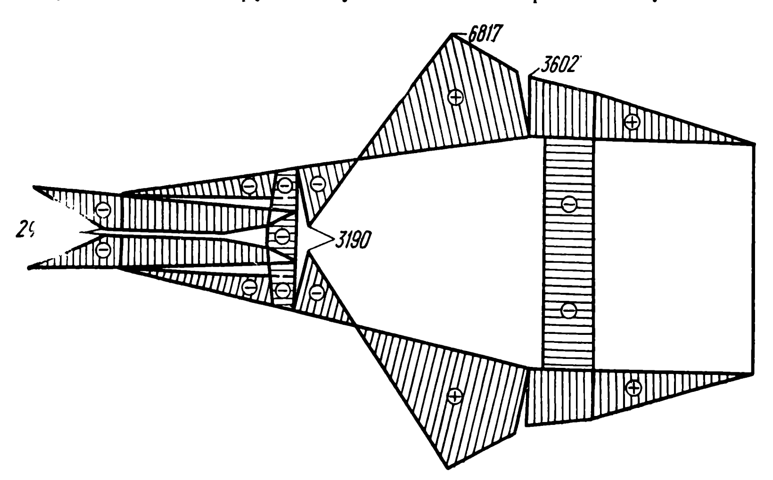



Рис. 13.7. Эпюра изгибающих моментов в элементах рамы при действии статических нагрузок (цифрами обозначены значения изгибающих моментов в Н·м).

трещин. Кроме того, остроконечные концентраторы в подобных конструкциях могут возникать и в процессе их изготовления из-за различных нарушений технологии. Поэтому при проектировании сельхозмашин необходимо учитывать возможность значительного снижения работоспособности, вызванного наличием трещиноподобных дефектов. Вместе с тем появление трещины еще не означает полного выхода конструкции из строя — как правило, окончательному разрушению предшествует достаточно длительный период медленного развития дефекта до критических размеров. В связи с этим исследование кинетики усталостного разрушения и определение периода докритического РУТ имеют большое практическое значение, поскольку позволяют более корректно прогнозировать работоспособность машин в заданных условиях эксплуатации и открывают новые возможности по их оптимизации.

Для расчета несущих конструкций сельскохозяйственных машин применяются подходы линейной механики разрушения [5]. Рассмотрим, например, расчет рамы одноосного прицепного опрыскивателя ОВТ-1А, выпускаемого серийно ПО Львовхимсельхозмаш. Рама представляет собой статически неопределимую стержневую систему, состоящую из элементов стандартных профилей, соединенных между собой сварными швами, на которой монтируются вентиляторная установка, бак, насос, силовой агрегат и другие сборочные единицы.

Для определения характера нагружения рамы в условиях эксплуатации на основе раскрытия статической неопределимости с использованием типо-

вых программ ЭВМ производится прежде всего расчет усилий в ее элементах при действии статических нагрузок. Полученные при этом результаты показывают, что в данном классе конструкций преобладают напряжения растяжения — сжатия от изгибающих моментов, поэтому именно эти усилия положены в основу расчета долговечности рам. На рис. 13.7 в качестве примера показан эпюр изгибающего момента в вертикальной плоскости для рамы опрыскивателя ОВТ-1А.

При выполнении машинами технологических процессов на обрабатываемых площадях, а также во время переездов по полевым и сельским дорогам они преодолевают различные препятствия в виде борозд или ухабов, что вызывает значительные динамические перегрузки. Для их определения в опорах бака, насоса, силового агрегата и других нагружающих элементов устанавливаются акселерометры и тензометры, регистрирующие компоненты ускорений и динамических нагрузок при полигонных испытаниях машин. Статическая обработка полученных данных дает возможность установить коэффициенты случайных перегрузок и основные закономерности изменения их во времени (усредненное значение минимальных и максимальных нагрузок, частоту и форму цикла нагружения и т. д.) в условиях эксплуатации.

Проведенный таким образом расчет напряженного состояния рам с учетом статических и динамических нагрузок, а также анализ практических данных о преобладающем характере разрушения машин позволяют выделить в них элементы, наиболее опасные с точки зрения трещинообразования. Для одноосных прицепных машин типа ОВТ-1А таковыми являются прежде всего зоны крепления лонжеронов рам к поперечной траверсе ходовой части машины, где достаточно большие значения изгибающих моментов сочетаются с высокой концентрацией напряжений у обрыва зашивки лонжеронов. Соответствующее сечение рамы представляет собой швеллер № 10, а характерный дефект — краевая трещина, исходящая из его вершины (рис. 13.8).

Следующий этап расчета состоит в определении КИН в вершине трещины под действием изгибающего момента $M$. Решение подобной задачи в точной постановке связано со значительными трудностями прежде всего из-за сложной конфигурации сечения рамы с трещиной. Сравнительно простое, удобное для приложений приближенное соотношение для расчета КИН $K_{\mathrm{I}}$ можно построить, если предположить, что длина трещины $l$ мала по сравнению с другими размерами сечения $\varepsilon_2 = l/(H_1 + 2b_2) \to 0$. Тогда напряженное состояние в окрестности вершины трещины эквивалентно растяжению напряжениями $\sigma$ полубесконечной пластины с краевой трещиной и

$$K_{\mathrm{I}} = 1{,}12\sigma\sqrt{\pi l}. \tag{13.40}$$

Следовательно, КИН для трещины в раме можно представить в виде

$$K_{\mathrm{I}} = \sigma_{\text{ном}}\sqrt{\pi l}\,(1{,}12 + \varphi_1(\varepsilon_2)), \tag{13.41}$$

где $\sigma_{\text{ном}}$ — номинальные напряжения в вершине трещины; $\varphi_1(\varepsilon_2)$ — некоторая безразмерная функция, причем $\varphi_1(\varepsilon_2) \to 0$ при $\varepsilon_2 \to 0$.

Если же размеры трещины таковы, что ее контур находится в зоне, близкой к нейтральной оси поперечного сечения ($\varepsilon_2 \approx 0{,}5$), то для определения КИН $K_{\mathrm{I}}$ можно воспользоваться решением задачи об изгибе моментом $M$ прямоугольной балки, имеющей ту же толщину $t_1$ и тот же момент инерции $J$, что и швеллер:

$$K_{\mathrm{I}} = 4{,}2\,Mh^{-3/2}\sqrt{(1 - l_1/h)^{-3} + (1 - l_1/h)^3}, \tag{13.42}$$

где $h = \sqrt{\dfrac{12J}{t_1}}$; $l_1 = \dfrac{h - H_1}{2} - b_2 + l$.

Если выбрать функцию $\varphi_1(\varepsilon_2)$ в виде $\varphi_1(\varepsilon_2) = a_2\varepsilon_2^n$, а постоянные $a_2$ и $n$ подобрать таким образом, чтобы выражения (13.41) и (13.42) совпадали при $\varepsilon_2$, близких к 0,5 (точное совпадение достигается при $n = 1{,}5$, $a_2 = 1{,}24$), то для рассматриваемой задачи

$$K_1 = \sigma_{\text{ном}} \sqrt{\pi l}\,(1{,}12 + 1{,}24\,\varepsilon_2^{3/2}). \tag{13.43}$$

Отсюда после определения номинальных напряжений в нетто-сечении балки

$$K_{\text{I}} = \frac{M}{J}\,(H_1 + 2b_2)^{3/2} F_4(\varepsilon_2). \tag{13.44}$$

График безразмерной функции $F_4(\varepsilon_2)$ представлен на рис. 13.8. Здесь же для сравнения пунктирными линиями нанесены кривые, соответствующие рассмотренным выше случаям малой и большой трещин.

В силу сделанных предположений о характере действующих нагрузок (они эквивалентны изгибающему моменту $M$) направление РУТ в условиях эксплуатации машин заранее предопределено — разрушение будет происходить в плоскости максимальных растягивающих напряжений, т. е. пер-

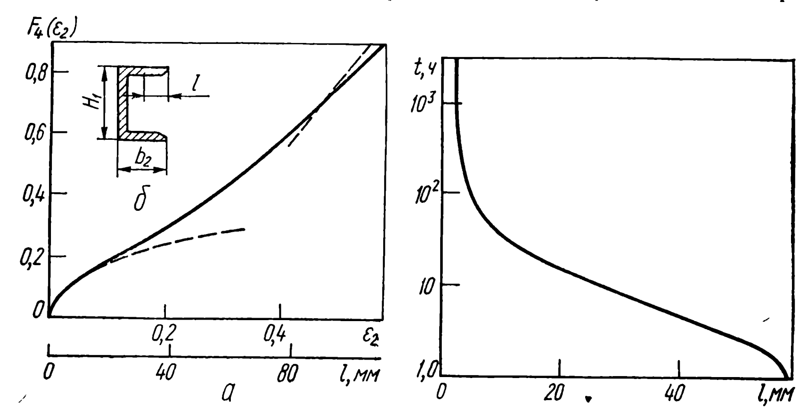



Рис. 13.8. $K_{\text{I}}$-тарировка (*а*) для элемента рамы с трещиной (*б*).

Рис. 13.9. Зависимость остаточного ресурса рамы $t$ от начального размера трещины $l$.

пендикулярно продольной оси рамы. В этом случае система дифференциальных уравнений (13.14) вырождается в одно уравнение

$$\frac{dl}{dN}\,\Phi(\lambda) = 1 \quad (l|_{N=0} = l_0), \tag{13.45}$$

где $l_0$ — начальный размер дефекта.

Отсюда с учетом выражений (13.7) и (13.9) для определения долговечности рамы получается следующая формула:

$$N_* = \int_{l_0}^{l_*} A\left[\left(\frac{K_{fc} - K_{th}}{K_{\text{I}}(l) - K_{th}}\right)^m - 1\right] dl. \tag{13.46}$$

Здесь $K_I(l)$ определяется соотношением (13.44), а $l_*$ — критический размер трещины, при котором выполняется условие

$$K_I(l_*) = K_{fc}. \tag{13.47}$$

Параметры $A$, $m$, $K_{th}$, $K_{fc}$ — характеристики трещиностойкости материала рамы — устанавливаются в ходе экспериментального построения КДУР. В частности, для стали 5Гпс (профили горячего проката), используемой при изготовлении несущих рам машин для химической защиты в растениеводстве, получено [5]

$$A = 16{,}6 \cdot 10^{-6} \text{ цикл/м}; \; m = 0{,}9; \; K_{fc} = 71 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}};$$

$$K_{th} = 12 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}. \tag{13.48}$$

Исходя из формулы (13.46), можно определить период безопасной эксплуатации машины (ее остаточный ресурс) при наличии дефекта заданной конфигурации и размера:

$$t = \frac{N}{f}, \tag{13.49}$$

где $f$ — средняя частота циклических нагрузок в условиях эксплуатации.

Результаты такого расчета для рамы опрыскивателя ОВТ-1А представлены на рис. 13.9. Они, в частности, свидетельствуют, что для обеспечения ресурса работы 1250 ч (что соответствует сроку службы машины около 5 лет) длина трещины в опасном сечении рамы не должна превышать 2 мм.

## 13.4. Определение хрупкой прочности и долговечности крупных опорных валков прокатных станов

Опорные валки — один из наиболее ответственных и высоконагруженных элементов клети прокатного стана. Воспринимая основную нагрузку от усилий прокатки, они одновременно препятствуют изгибу рабочих валков (рис. 13.10), обеспечивая равномерный зазор между ними и создавая тем самым условия для прокатки листов с наименьшей разницей в толщине. Повышение требований к качеству проката, а также увеличение производительности прокатных станов вызывают необходимость проектирования валковых систем на повышенные удельные и общие нагрузки и соответственно создания больших по размерам и металлоемкости валков [6]. Так, в разработанной ВНИИМетмашем конструкции шестивалкового стана 5000 усилие прокатки достигает 160 МН, а опорные валки имеют диаметр 2100 мм, длину 11 м и массу около 165 т. Изготовление таких уникальных изделий находится на пределе технологических возможностей имеющегося оборудования, а их преждевременный выход из строя не только связан со значительными материальными потерями, но и крайне опасен возможными катастрофическими последствиями. Указанные обстоятельства предъявляют повышенные требования к надежности и достоверности методов оценки работоспособности опорных валков.

В процессе изготовления крупных валков при обработке больших слитков металла практически невозможно обеспечить равномерную проработку материала по всему объему и полностью исключить появление в нем дефектов различной природы (непроваров, флоненов, неметаллических вклю-

чений и т. п.). Гарантирование прочности и надежности валков в условиях эксплуатации требует применения эффективных методов выявления дефектов и определения степени их опасности. В настоящее время практически все крупногабаритные валки подвергаются контролю на дефектность, однако используемые заводами-изготовителями нормы допустимых дефектов учитывают лишь возможности технологии и разрешающую способность дефектоскопической аппаратуры, не отражая, по существу, зависимости ресурса валков от содержащихся в них дефектов.

Более перспективным представляется установление требований к техническому состоянию и выбор оптимальных систем контроля валков на

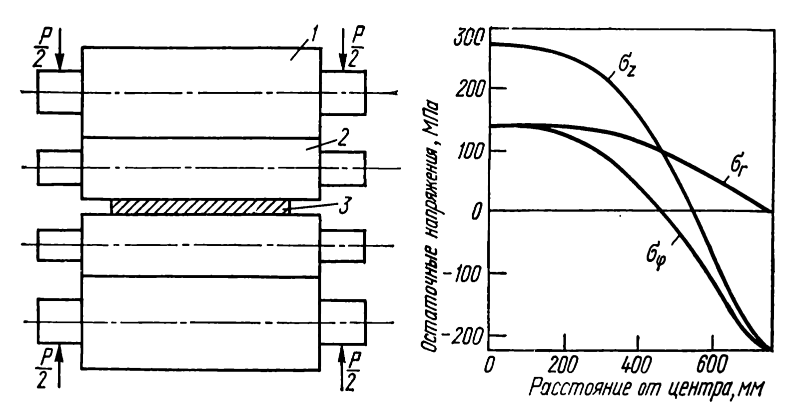



Рис. 13.10. Схема действия усилий в клети прокатного стана:
1 — опорный валок; 2 — рабочий валок; 3 — прокатываемый металл.

Рис. 13.11. Распределения остаточных напряжений по радиусу опорного валка.

основе прогнозирования работоспособности с учетом существующих дефектов и определения их допустимых размеров, обеспечивающих безопасную эксплуатацию валков на протяжении заданного периода.

Крупные валки современных широкополосовых прокатных станов изготовляются из высоколегированных марок сталей типа 65Х3МФА, 9ХФ. Для получения с поверхности бочки валка закаленного слоя повышенной твердости применяется поверхностная термическая обработка, приводящая к появлению осесимметрично распределенных остаточных напряжений — растягивающих в осевой зоне и сжимающих на поверхности (рис. 13.11). Усилия прокатки, действующие при эксплуатации, вызывают высокие сжимающие напряжения в зоне контакта рабочих и опорных валков, а также знакопеременные напряжения от изгиба.

Особенности нагружения валков определяют и характер их разрушения. Для цельнокованых моноблочных опорных валков наибольшую опасность с точки зрения хрупкого разрушения представляет их осевая зона, где высокий уровень растягивающих напряжений сочетается с повышенной дефектностью материала, обусловленной непроковом и термической непроработкой этой области. Соответственно наиболее характерными дефектами являются трещины, расположенные в плоскости действия максимальных растягивающих напряжений — по нормали к оси валка.

Для определения величины КИН $K_I$, характеризующего напряженно-деформированное состояние в окрестности трещины, при помощи метода

граничной интерполяции, изложенного в т. 1, гл. 5, п. 5.6, исследуется сначала наиболее доступный для анализа и вместе с тем достаточно характерный случай круговой трещины, расположенной в центре валка. Например, условия нагружения моноблочного валка диаметром $2r_0$, в центре которого в перпендикулярной оси плоскости расположена круговая трещина радиуса $a$ (рис. 13.12), определяются величинами эксплуатационных (изгибающих и контактных) и технологических (остаточных) напряжений. Однако, поскольку контактные напряжения носят локальный характер и быстро исчезают с удалением от поверхности, они практически не сказываются на развитии трещины внутри валка, преобладающая роль в этом принадлежит остаточным и изгибающим напряжениям. Величины КИН в зависимости от каждого из этих факторов определяются следующим образом. Пусть нормальные напряжения, действующие в плоскости расположения трещины, эквивалентны изгибающему моменту $M$. Согласно методу граничной интерполяции граничные случаи задачи будут такими. Для малой трещины ($\varepsilon_3 = a/r_0 \to 0$) напряженно-деформированное состояние в ее окрестности (величина $K_I^0$) эквивалентно состоянию, возникающему в неограниченном пространстве с трещиной — разрезом круговой формы при действии на ее берегах линейно-распределенной нормальной нагрузки. При этом

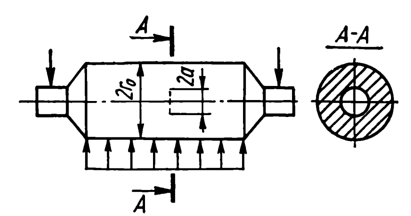



Рис. 13.12 Моноблочный валок с центральной круговой трещиной.

$$K_I^{(0)} = \sigma_{\text{ном}}^{(0)} \alpha_0 = \frac{4}{3\sqrt{\pi}} \frac{M}{W} \frac{a}{r_0} \sqrt{a}, \qquad (13.50)$$

где $\sigma_{\text{ном}}^{(0)}$ — номинальные напряжения, вычисленные для данного случая на основании известных формул сопротивления материала; $\alpha_0$ — геометрическая часть КИН; $W = \pi r_0^3/4$ — момент сопротивления поперечного сечения валка. После разделения силовой и геометрической частей в соотношении (13.50) получается

$$\sigma_{\text{ном}}^{(0)} = \frac{M}{W} \varepsilon_3; \qquad \alpha_0 = \frac{4}{3\sqrt{\pi}} \sqrt{r_0 \varepsilon_3}. \qquad (13.51)$$

Во втором граничном случае ($\varepsilon_3 \to 1$) максимальное вдоль контура трещины значение КИН $K_I^{(1)}$ можно определить на основании решения задачи о растяжении усилием $P_1$ полуплоскости с полубесконечной трещиной и перешейком ширины $(r_0 - a)$:

$$K_I^{(1)} = \sigma_{\text{ном}}^{(1)} \alpha_1 = \frac{2\sqrt{\pi} P_1}{(\pi^2 - 4)\sqrt{r_0 - a}}. \qquad (13.52)$$

Здесь $P_1 = Mr_0(r_0 - a)/J$; $J = \pi(r_0^4 - a^4)/4$ — момент инерции нетто-сечения валка с трещиной. Таким образом, в этом случае силовая и геометрическая части КИН будут

$$\sigma_{\text{ном}}^{(1)} = \frac{M}{(1 - \varepsilon_3^4) W}; \qquad \alpha_1 = \frac{2\sqrt{\pi r_0 (1 - \varepsilon_3)}}{\sqrt{\pi^2 - 4}}. \qquad (13.53)$$

Подстановкой выражений (13.51) и (13.53) в интерполяционные соотношения

$$\sqrt{\sigma_{ном}} = \sqrt{\sigma^{(0)}_{ном}} + \sqrt{\sigma^{(1)}_{ном}} - \sqrt{\sigma^{(1)}_{ном}\big|_{\varepsilon=0}}; \quad \alpha = \frac{\alpha_0\alpha_1}{\sqrt{\alpha_0^2+\alpha_1^2}} \qquad (13.54)$$

получается формула для КИН при изгибе валка с трещиной произвольной глубины:

$$K_I = \alpha\sigma_{ном} = \frac{M}{W} F_5(\varepsilon_3)\sqrt{r_0}, \qquad (13.55)$$

где

$$F_5(\varepsilon_3) = 0{,}75\frac{(1-(1-\sqrt{\varepsilon_3})\sqrt{1-\varepsilon_3^4})^2}{1-\varepsilon_3^4}\sqrt{\frac{\varepsilon_3(1-\varepsilon_3)}{1-0{,}74\varepsilon_3}}.$$

Для определения влияния на КИН $K_I$ остаточных напряжений, действующих в плоскости расположения трещины, последние представляются в виде

$$\sigma_{z\,ост} = \sigma_{z0} f_1\left(\frac{r}{r_0}\right), \qquad (13.56)$$

где $\sigma_{z0}$ — значение остаточных напряжений в центре валка; $f_1(x)$ — безразмерная функция, удовлетворяющая условию равновесия

$$\int_0^1 f_1(x)\,xdx = 0. \qquad (13.57)$$

При размерах трещины, малых по сравнению с радиусом валка, КИН $K_I^{(0)}$ может быть определен на основании решения задачи о круговой трещине в поле постоянных растягивающих усилий $\sigma_{z0}$:

$$K_I^{(0)} = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\sigma_{z0}\sqrt{a}; \qquad \alpha_0 = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\sqrt{a}. \qquad (13.58)$$

Во втором граничном случае при приближении контура трещины к свободной поверхности валка на основании соотношений [7]

$$\alpha_1 = 1{,}25\sqrt{r_0 - a}; \quad \sigma^{(1)}_{ном} = \sigma_{z0}\left(f_1\left(\frac{a}{r_0}\right) - \frac{3{,}18}{r_0^2 - a^2}\int_a^{r_0} f_1\left(\frac{r}{r_0}\right) rdr\right). \qquad (13.59)$$

В результате применения интерполяционной формулы

$$K_I = \frac{\alpha_0\alpha_1}{\sqrt{\alpha_0^2+\alpha_1^2}}\sigma_{ном} \qquad (13.60)$$

получается значение КИН $K_I$ от действующих в валке остаточных напряжений

$$K_I = \sigma_{z0}\sqrt{r_0}\,F_6(\varepsilon_3), \qquad (13.61)$$

где $F_6(\varepsilon_3) = \dfrac{1{,}25\sqrt{\varepsilon_3(1-\varepsilon_3)}}{\sqrt{1{,}22-0{,}22\varepsilon_3}}\left[f_1(\varepsilon_3) + \dfrac{3{,}18}{1-\varepsilon_3^2}\displaystyle\int_0^{\varepsilon_3} f_1(x)\,xdx\right].$

КИН при одновременном действии технологических и эксплуатационных нагрузок определяется как сумма выражений (13.55) и (13.61):

$$K_I = \frac{M}{W}\sqrt{r_0}\,F_5(\varepsilon_3) + \sigma_{z0}\sqrt{r_0}\,F_6(\varepsilon_3). \qquad (13.62)$$

Формула (13.62) представляет собой замкнутое (т. е. справедливое для $0 \leqslant \varepsilon_3 \leqslant 1$) приближенное решение задачи о круговой трещине в центре валка. С ее помощью можно определить область применения более простых соотношений для вычисления КИН. В частности, если пренебречь влиянием свободной поверхности валка и перераспределением остаточных напряжений, вызванным трещиной, то соответствующее решение будет иметь вид

$$K_I = \frac{2\sqrt{r_0\varepsilon_3}}{\sqrt{\pi}}\left(\frac{2M}{3W}\varepsilon_3 + \sigma_{z0}\right). \qquad (13.63)$$

Как показывают непосредственные расчеты, при $\varepsilon_3 < 0{,}4$ (в случае валка диаметром 1500 мм это соответствует $a < 300$ мм) отклонение между результатами вычислений по формулам (13.62) и (13.63) не превышает 10 %.

Таким образом, влияние границ и градиентов напряжений существенно лишь в тех случаях, когда размеры трещины соизмеримы с расстоянием до боковой поверхности валка. Следовательно, для практической оценки опасности дефектов, расположенных в осевых зонах крупногабаритных опорных валков, можно с достаточной для инженерных расчетов точностью использовать решения задач о трещинах в неограниченном теле под действием постоянных напряжений в области трещины.

Следующий этап в исследовании хрупкой прочности и долговечности опорных валков заключается в экспериментальном определении базовых характеристик трещиностойкости их материалов. Применительно к крупногабаритным валкам подобные исследования имеют некоторые свои особенности:

1) применяемая технология изготовления приводит к существенной неоднородности структуры материала, различию его прочностных свойств и трещиностойкости в разных зонах валка;

2) напряженное состояние в валках при их работе в клети прокатного стана формируется при совместном действии постоянных во времени технологических и циклически изменяющихся эксплуатационных напряжений. Соотношение этих напряжений определяет характер циклического нагружения материала, при этом коэффициент асимметрии $R = K_{I\,min}/K_{I\,max}$ ($K_{I\,min}$ — минимальный, а $K_{I\,max}$ — максимальный уровень КИН за цикл) изменяется в достаточно широких пределах по сечению валка и зависит от конкретных условий его изготовления и эксплуатации.

Влияние указанных факторов на скорость РУТ можно наиболее полно отразить, установив функциональные зависимости характеристик ЦТ от коэффициента асимметрии $R$ и геометрического параметра, характеризующего месторасположение дефекта в валке.

Такие исследования реализованы [8] применительно к опорному валку диаметром 1510 мм четырехвалковой клетки прокатного стана 1700, изготовленного ПО «Новокраматорский машиностроительный завод». Материал валка — сталь 9ХФ, режим термообработки — мягкая нормализация с высоким отпуском. Испытания проведены на балочных образцах сечением 35 × 70 мм с краевым концентратором, вырезанных из валка таким об-

разом, чтобы продольная ось образца была параллельна образующей валка. Месторасположение определялось величиной $r$ — расстоянием от оси образца до центра валка. Нагружение образцов осуществлялось на гидропульсаторе ЦДМПу-10 по гармоничному циклу с частотой 20 Гц, при этом для каждого образца поддерживался постоянным коэффициент асимметрии, которому придавались значения 0,2; 0,4; 0,6; 0,8, соответствующие возможным соотношениям остаточных и рабочих напряжений.

По результатам испытаний для выбранных значений $r$ и $R$ строились КДУР, характеризующие процесс РУТ при наличии дефекта в данной зоне валка и при заданных соотношениях постоянных и циклических нагрузок. Для описания КДУР использовалась характеристическая функция усталостного разрушения (13.6) в виде

$$\Phi = A\left[\left(\frac{K_{fc} - K_{th}}{K_{\mathrm{I}\,\max} - K_{th}}\right)^m - 1\right], \qquad (13.64)$$

при этом ЦТ $K_{fc}$ определялась по значению $K_{\mathrm{I}\,\max}$ в момент долома образца, пороговое значение КИН $K_{th}$—экстраполяцией I участка КДУР, а параметры $A$ и $m$ — численно, из условия минимума квадратичного отклонения расчетных и экспериментальных значений

Координаты исследуемых образцов, данные об условиях их испытания и полученные при этом значения характеристик ЦТ приведены в табл. 13.2.

Зависимость скорости РУТ от асимметрии нагружения можно проанализировать на КДУР, полученных для одной и той же области в валке при различных коэффициентах асимметрии. Для приповерхностной зоны валка такие результаты представлены на рис. 13.13. Увеличение коэффициента асимметрии приводит к понижению скорости РУТ при том же значении $K_{\mathrm{I}}$, причем это влияние наиболее существенно для коэффициентов асимметрии, близких к 1. На III участке все КДУР имеют практически одну асимптоту, что свидетельствует о слабой зависимости ЦТ $K_{fc}$ от асимметрии.

Сопоставлением КДУР, построенных при одинаковой асимметрии, но на различных образцах (рис. 13.14), можно оценить влияние неоднородности материала валка на скорость РУТ.

Таблица 13.2. **Характеристики ЦТ стали 9ХФ для различных зон валка и значений коэффициента асимметрии**

| $r$, мм | $R$ | $K_{fc}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $K_{th}$, МПа·$\sqrt{м}$ | $A$, $10^6$ цикл/м | $m$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 150 | 0,2 | 79,4 | 11,3 | 1,5 | 1,7 |
| 400 | 0,2 | 69,8 | 12,2 | 3,3 | 1,5 |
| 750 | 0,2 | 49,9 | 10,9 | 12,4 | 1,1 |
| 400 | 0,4 | 68,5 | 12,4 | 11,0 | 1,1 |
| 600 | 0,4 | 64,5 | 12,0 | 17,4 | 1,0 |
| 700 | 0,4 | 65,7 | 12,0 | 24,8 | 0,8 |
| 250 | 0,6 | 76,3 | 13,9 | 33,5 | 0,9 |
| 350 | 0,6 | 71,6 | 12,7 | 51,8 | 0,8 |
| 700 | 0,6 | 54,6 | 14,4 | 160,9 | 0,5 |
| 400 | 0,8 | 71,0 | 23,4 | 450,1 | 0,6 |
| 700 | 0,8 | 54,0 | 20,9 | 1929,6 | 0,3 |

При переходе от одной зоны к другой в наибольшей мере изменяется верхняя часть КДУР, соответствующая значениям КИН $K_I$, близким к критическим. В то же время на I и II участках диаграммы достаточно близки между собой. Эти закономерности характерны для всех исследуемых значений асимметрии.

Таким образом, характер изменения параметров трещиностойкости следующий:

1) значение ЦТ $K_{fc}$ не зависит от асимметрии нагружения и значительно изменяется по радиусу валка, следуя при этом линейному закону (рис. 13.15).

2) пороговый КИН $K_{th}$ в меньшей мере чувствителен к неоднородности материала по сечению валка. Отклонение его значения относительно среднего для данной асимметрии не превышает 7 %, т. е. имеет примерно тот же порядок, что и возможная ошибка ее определения. Это позволяет считать пороговый КИН $K_{th}$ зависящим только от коэффициента асимметрии (рис. 13.16).

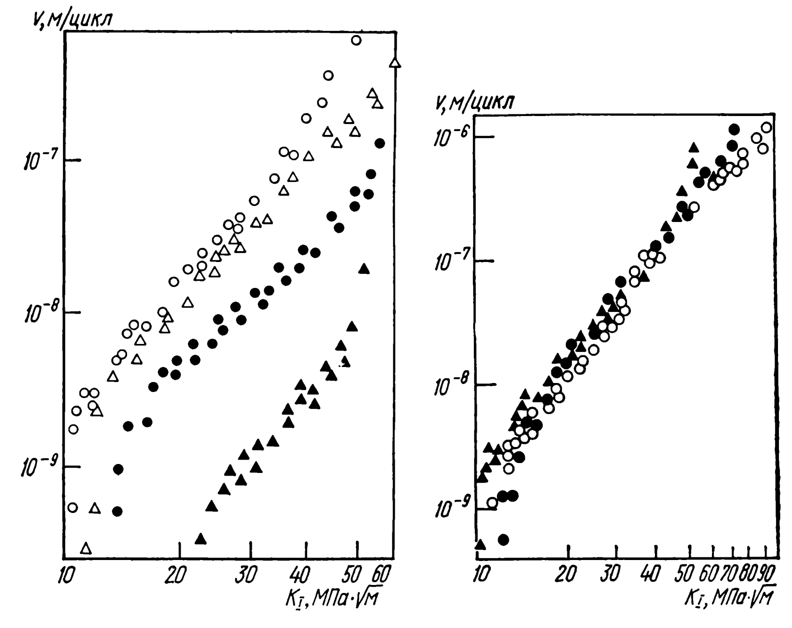



Рис. 13.13. КДУР стали 9ХФ при различных значениях асимметрии цикла нагружения:
○ — $R$=0,2; △ — $R$=0,4; ● — $R$=0,6; ▲ — $R$=0,8.

Рис. 13.14. КДУР материала из различных зон валка при $R$=0,2:
○ — $r$=0; ● — $r=r_0/2$; ▲ — $r=r_0$.

Величины $A$ и $m$ — более сложные функции параметров $r$ и $R$, что связано, очевидно, с большей общностью соотношения (13.64), описывающего все участки КДУР единой зависимостью.

Аппроксимационные соотношения для определения характеристик трещиностойкости, построенные на основании проведенного анализа, сле-

дующие:

$$\left.\begin{aligned} &K_{fc} = 85 - 29r/r_0; \\ &K_{th} = 11 + 3R + 31{,}9R^6; \\ &m = 2{,}3 - 2R + 0{,}8R^4 - 0{,}75r/r_0; \\ &\lg A = 5{,}3 + 3{,}2\,R + (2{,}1 - 5{,}1\,R + 5{,}5\,R^2)\,(r/r_0). \end{aligned}\right\} \quad (13.65)$$

Соотношения (13.65) совместно с выражением (13.64) определяют характеристическую функцию усталостного разрушения (следовательно, и скорость РУТ) для любой зоны валка и при произвольном значении асимметрии.

В общем случае определение кинетики РУТ в валках сводится к интегрированию системы дифференциальных уравнений (13.10) при соот-

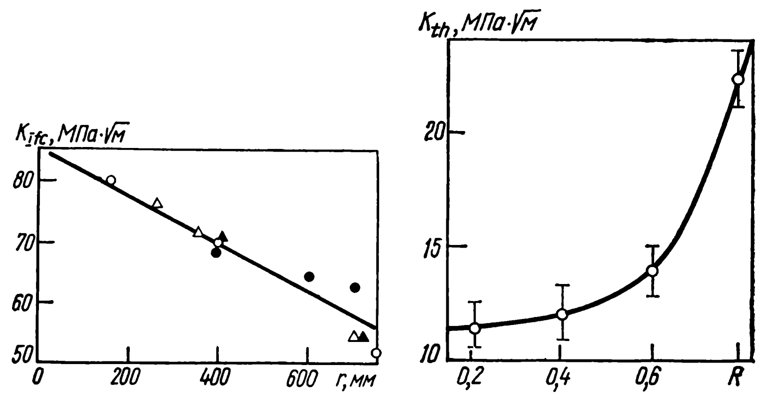



Рис. 13.15. Изменение ЦТ по сечению опорного валка:
○ — $R$=0,2; ● — $R$=0,4; △ — $R$=0,6; ▲ — $R$=0,8.

Рис. 13.16. Зависимость порогового КИН $K_{th}$ стали 9ХФ от асимметрии цикла нагружения.

ветствующих начальных условиях, устанавливающих форму и размеры исходного дефекта. Однако современные средства неразрушающего контроля позволяют получить весьма ограниченную информацию о природе и геометрических параметрах дефектов внутри крупных слитков металла. Как правило, для валков удается приближенно найти лишь максимальный размер дефекта и примерную глубину его залегания. Поэтому для получения надежных оценок долговечности необходимо исходить из возможности наличия наиболее опасного начального дефекта, ориентированного самым неблагоприятным образом по отношению к действующим нагрузкам. С учетом характера нагружения валков таким дефектом в данном случае является круговая трещина радиуса $a_0$, расположенная в нормальной плоскости валка на некотором расстоянии $r$ от его оси (рис. 13.17). Для реальных размеров дефектов наличие градиента напряжений и конечных размеров валка мало влияет на напряженно-деформированное состояние в окрестности дефекта. Поэтому практически можно рассматривать его развитие в неограниченном теле под действием равномерно распределенных нагрузок. В таком случае трещина в процессе усталостного роста будет сохранять круго-

вую форму и уравнение кинетики примет вид

$$\Phi(\lambda)\frac{da}{dN}=1;\quad a|_{N=0}=a_0, \tag{13.66}$$

а для расчета максимального за цикл значения КИН применима формула

$$K_{\mathrm{I\,max}}=\frac{2}{\sqrt{\pi}}\left(\sigma_{z\,\text{ост}}(r)+\sigma_{\text{изг}}(r)\right)\sqrt{a}, \tag{13.67}$$

где $\sigma_{z\,\text{ост}}$ и $\sigma_{\text{изг}}$ — соответственно остаточные и изгибающие напряжения.

Критический размер дефекта $a_*$ определяется из условия достижения величиной $K_{\mathrm{I\,max}}$ ее предельного значения. При этом, поскольку для исследуемого валкового материала трещиностойкость при циклическом нагружении выше, чем при статическом (материал циклически упрочняющийся), расчет целесообразно проводить по КИН $K_{\mathrm{I}c}$, который, согласно [9], изменяется по сечению валка по закону

$$K_{\mathrm{I}c}(r)=60-21r/r_0. \tag{13.68}$$

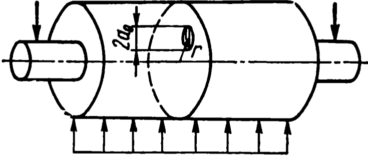



Рис. 13.17. Расчетная схема опорного валка с внутренним дефектом.

Таким образом,

$$a_*=\frac{\pi}{4}\left[\frac{K_{\mathrm{I}c}(r)}{\sigma_{z\,\text{ост}}(r)+\sigma_{\text{изг}}(r)}\right]^2. \tag{13.69}$$

С учетом выражений (13.64), (13.66) и (13.69) для определения долговечности валка получается следующая формула:

$$N_*=\int_{a_0}^{a_*}A\left[\left(\frac{K_{fc}-K_{th}}{K_{\mathrm{I\,max}}-K_{th}}\right)^m-1\right]da, \tag{13.70}$$

где значения параметров $A, m, K_{fc}$ и $K_{th}$ задаются соотношениями (13.65), причем коэффициент асимметрии цикла нагружения в зоне расположения трещины

$$R=\frac{K_{\mathrm{I\,min}}}{K_{\mathrm{I\,max}}}=\frac{\sigma_{z\,\text{ост}}(r)-\sigma_{\text{изг}}(r)}{\sigma_{z\,\text{ост}}(r)+\sigma_{\text{изг}}(r)}. \tag{13.71}$$

Поскольку валки прокатных станов работают в условиях многоциклового нагружения, консервативную оценку допустимых размеров дефектов можно дать, исходя непосредственно из условия нераспространения усталостных трещин в заданном режиме нагружения

$$K_{\mathrm{I\,max}}\leqslant K_{th}, \tag{13.72}$$

которое с учетом выражений (13.65), (13.67) и (13.71) будет

$$a_{\text{д}}=\frac{\pi}{4}\left[\frac{K_{th}}{\sigma_{z\,\text{ост}}(r)+\sigma_{\text{изг}}(r)}\right]^2. \tag{13.73}$$

На рис. 13.18, 13.19 представлены результаты реализации расчетных зависимостей (13.69), (13.70) и (13.73) применительно к опорному валку диаметром 1500 мм прокатного стана 1700. При этом принималось, что значение изгибающего момента от усилий прокатки равно 30 МН·м, а нормальная составляющая остаточных напряжений (см. рис. 13.11) определя-

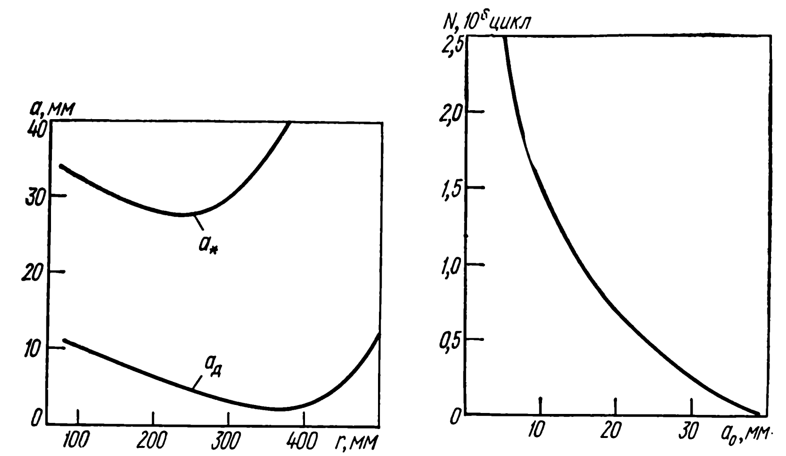



Рис. 13.18. Зависимость критического $a_*$ и допустимого $a_д$ размеров дефекта от глубины его залегания.

Рис. 13.19. Зависимость ресурса валка от начального размера дефекта.

ется соотношением

$$\sigma_{z\ \text{ост}} = 275\left[1 - 1,38\left(\frac{r}{r_0}\right)^2 + 10,06\left(\frac{r}{r_0}\right)^3 - 32,55\left(\frac{r}{r_0}\right)^4 + 32,72\left(\frac{r}{r_0}\right)^5 - 8,68\left(\frac{r}{r_0}\right)^6\right].$$

Как видно из рис. 13.18, значения допустимого и критического размеров существенно зависят от глубины залегания дефектов. Первый достигает минимального значения при $r = r_0/2$ и составляет $2a_д = 6$ мм. Таким образом, для предотвращения хрупкого разрушения валков рассматриваемого типа их дефектоскопический контроль должен обеспечивать надежное выявление внутренних дефектов размерами 6 мм и более. Полученное значение совпадает со значением допустимых дефектов, рекомендованным действующими в настоящее время нормами ультразвукового контроля валков диаметром свыше 1200 мм.

Обычно срок работы опорных валков широкополосовых станов холодной прокатки за одну установку в клеть не превышает 900 ч (примерно 1,5 мес фактической работы стана), что соответствует ресурсу $N_0 = 1,2 \cdot 10^6$ циклов нагружения. Поэтому для обеспечения нормальной работы валковой системы достаточно, чтобы расчетный ресурс валков удовлетворял условию

$$N = nN_0, \tag{13.74}$$

где $n$ — необходимый коэффициент запаса по долговечности.

Соотношение (13.74) дает менее жесткую по сравнению с (13.73) оценку допустимых размеров дефектов, поскольку критерий нераспространения усталостных трещин (13.72) соответствует неограниченно большому коэффициенту запаса ($n \to \infty$).

На рис. 13.19 представлена зависимость остаточного ресурса валка от начального размера дефекта, расположенного в наиболее опасной зоне ($r = r_0/2$). Из нее следует, что для обеспечения коэффициента запаса по долговечности $n = 2$ (т. е. $N = 2{,}4 \cdot 10^6$) максимальный размер дефекта должен быть ограничен 10 мм, что значительно больше соответствующего значения $2a_д$. Эти данные свидетельствуют о возможности расширения области допустимых дефектов и смягчения требований к дефектоскопическому контролю валков за счет обоснованного снижения коэффициентов запаса

## 13.5. Применение аппарата нелинейной механики разрушения к определению долговечности труб с поверхностными трещинами

Развитие новой техники требует все более точных методов расчета на прочность и долговечность сосудов и труб высокого давления при циклическом нагружении с учетом влияния дефектности материалов и особенности механизмов разрушения. Это объясняется прежде всего тем, что многие современные конструкции работают в экстремальных условиях, в частности при больших амплитудах циклического нагружения. Независимо от того, насколько совершенна технология выплавки металла и изготовления из него элементов конструкций, в них всегда имеются дефекты либо технологические (в частности, после горячей или холодной прокатки металла), либо приобретенные в процессе эксплуатации. При нагружении в

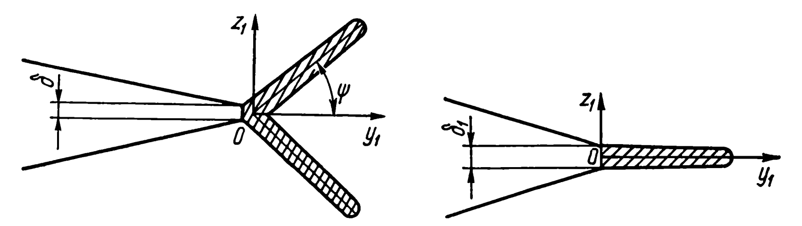



Рис. 13.20. Зона предразрушения с разветвленными полосами пластического скольжения.

Рис. 13.21. Зона предразрушения с полосой пластического скольжения вдоль линии трещины.

окрестности таких дефектов возникают пластически деформированные объемы материала, являющиеся очагами зарождения усталостных трещин, которые затем развиваются до критических размеров. Существующие методы расчета долговечности при СРТ в основном базируются на позициях линейной механики разрушения, предполагающей, что скорость РУТ полностью характеризуется КИН. В этом случае считается, что размер области пластической деформации (зоны предразрушения) у вершины трещины значительно меньше размеров как тела, так и трещины (т. е. выполняются условия автомодельности [1]). Если же ПЗ соизмерима с некоторым характерным размером тела или трещины, то для определения кинетики докритического РУТ необходимо пользоваться аппаратом нелинейной механики разрушения, в частности базирующегося на критерии критического раскры-

тия трещины. В этом случае существенное влияние на процесс разрушения оказывает тип напряженно-деформированного состояния, что требует учета регулярных членов тензора напряжений при решении задач теории трещин. Ввиду математических трудностей точные решения упругопластических задач в трехмерной постановке для произвольной величины ПЗ (рис. 13.20) отсутствуют в литературе. Существующие (см., например, [1, 10, 11]) аналитические решения трехмерных задач по установлению раскрытия тупиковой части трещины $\delta$ получены для случая [10], когда форма ПЗ определяется моделью Леонова — Панасюка (рис. 13.21) или же в рамках выполнения условий автомодельности для разветвленной (см. рис. 13.20) ПЗ [1, 11]. Вопрос о приближенном определении раскрытия $\delta$ в трехмерных телах с плоскими трещинами и произвольным размером разветвленной ПЗ

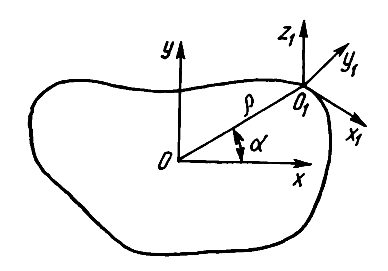



Рис. 13.22. Выбор системы координат на контуре плоской трещины.

(см. рис. 13.20), а также исследование на этом основании кинетики распространения поверхностной полуэллиптической трещины в трубе рассмотрены в работах [12, 13]. Сущность методики расчета долговечности трубы с поверхностной трещиной [12, 13] состоит в следующем. В упругопластическом теле, удовлетворяющем условию пластичности Треска — Сен-Венана, которое содержит плоскую в плане (рис. 13.20, 13.22) трещину нормального разрыва, выбирается подвижная система декартовых координат $O_1x_1y_1z_1$ с началом на контуре трещины (рис. 13.22) так, чтобы трещина лежала в плоскости $z_1 = 0$, а ось $O_1x_1$ была направлена по касательной к ее контуру. Раскрытие трещины $\delta$ вдоль ее контура при произвольном размере ПЗ, конфигурация которой моделируется двумя полосами (см. рис. 13.20) пластического скольжения [1, 11], симметрично расположенными под углом $\psi$ к плоскости трещины $z_1 = 0$, приближенно находится следующим образом. Если размер ПЗ мал по сравнению с размерами трещины и тела, т. е. напряженно-деформированное состояние вблизи конца трещины полностью описывается КИН $K_{\text{I}}$, то раскрытие тупиковой части трещины $\delta$ определяется [1] выражением

$$\delta = K_{\text{I}}^2 (q_1, \alpha) f(\psi) (1 - \mu^2)/[E(\sigma_{\text{т}}/2 - \tau(\psi))]. \tag{13.75}$$

Здесь $q_1$ — параметр внешних усилий; $\alpha$ — угол полярной системы координат в плоскости $z_1 = 0$, определяющий начало подвижной системы координат $O_1x_1y_1z_1$; $\tau(\psi) = 1/2\,(\sigma_{z_1} - \sigma_{y_1}) \sin 2\psi$ — касательные напряжения по линиям скольжения $\psi = \pi\,(71 - 26\,(\sigma_{z_1} - \sigma_{y_1})/\sigma_{\text{т}})/180$, соответствующим максимальной величине полос пластического скольжения; $\sigma_{z_1}$ и $\sigma_{y_1}$ — нормальные компоненты тензора напряжений на площадках $z_1=0$ и $y_1=0$, возникающих в теле без трещины при воздействии внешних нагрузок, характеризуемых параметром $q_1$; $f(\psi) = 0{,}0583 \sin\psi\,[1 - \cos(3\psi - \pi/6)]\,(1{,}004 \sin\psi + 0{,}2126 \sin 2\psi + 0{,}1564 \sin 3\psi)$.

Если же ПЗ моделируется одной полосой пластического скольжения в плоскости трещины (рис. 13.21), то на основании результатов [10] при-

ближенная формула для раскрытия трещины $\delta_1$ будет

$$\delta_1 = \frac{K_I^2 \sigma_T}{E\,(\sigma_T^2 - \sigma_{z_1}^2)}. \tag{13.76}$$

Поскольку величины $\delta$ и $\delta_1$ определены для одной и той же задачи, то из соотношений (13.75) и (13.76) получается выражение

$$\delta = \delta_1 f\,(\psi)\,(1 - \mu^2\,\sigma_T^2 - \sigma_{z_1}^2)\,(\sigma_T/2 - \tau\,(\psi))\,\sigma_T^{-1}. \tag{13.77}$$

Следовательно, если напряженно-деформированное состояние в окрестности вершины трещины полностью определяется КИН $K_I$, то раскрытия трещины $\delta$ и $\delta_1$, найденные для различных конфигураций ПЗ соответственно для плоской деформации и плоского напряженного состояния связаны между собой соотношением (13.77).

Можно предположить, что зависимость (13.77) будет также приближенно выполняться и тогда, когда величина ПЗ соизмерима с размерами трещины или тела (т. е. условия автомодельности не выполняются). Такое предположение означает, что отношение раскрытий $\delta$ и $\delta_1$ в условиях автомодельности зоны предразрушения сохраняет свое значение и в случае, когда эти условия не выполняются. Таким образом, решение задачи по определению раскрытия $\delta$ сводится к нахождению раскрытия $\delta_1$ для трещины заданной конфигурации с произвольной длиной ПЗ в рамках модели Леонова—Панасюка.

Для двух эквивалентно нагруженных тел, в каждом из которых содержится трещина отрыва с конфигурациями, характеризующимися соответственно линейными параметрами $b^{(i)}$ $(i = \overline{1, n_1})$ и $c^{(j)}$ $(j = \overline{1, n_2})$, на основании формул (13.76) можно записать следующее соотношение:

$$\delta_1\,(q_1, b^{(i)})/\delta_2\,(q_1, c^{(j)}) = (K_{I1}\,(q_1, b^{(i)}))^2/(K_{I2}\,(q_1, c^{(j)}))^2, \tag{13.78}$$

где $\delta_1\,(q_1, b^{(i)})$, $\delta_2\,(q_1, c^{(j)})$, $K_{I1}\,(q_1, b^{(i)})$, $K_{I2}\,(q_1, c^{(j)})$ — соответственно раскрытия трещин и КИН $K_I$. Предположив, что $K_{I1}\,(q_1, b^{(i)}) = K_{I2}(q_1, c^{(j)})$, можно найти зависимость

$$c^{(j)} = \Psi_j\,(b^{(i)}), \tag{13.79}$$

с помощью которой на основании соотношения (13.78) получается выражение

$$\delta_1\,(q_1, b^{(i)}) = \delta_2\,(q_1, \Psi_j\,(b^{(i)})). \tag{13.80}$$

Считается, что равенство (13.80) также справедливо и в случае несоблюдения условий автомодельности в окрестности вершины трещины. Тогда, если известны $\delta_2\,(q_1, c^{(j)})$ и $K_{I2}\,(q_1, c^{(j)})$ для трещины некоторой конфигурации, характеризуемой параметрами $c^{(j)}$, а также известен $K_{I1}\,(q_1, b^{(i)})$ для трещины заданной конфигурации, характеризуемой параметрами $b^{(i)}$ ($K_{I1}\,(q_1, b^{(i)})$ во многих случаях можно приближенно определить с помощью метода граничной интерполяции [14,15]), то раскрытие трещины $\delta_1\,(q_1, b^{(i)})$ конфигурации, характеризуемой параметрами $b^{(i)}$, находится согласно формуле (13.80). Подстановкой значения $\delta_1\,(q_1, b^{(i)})$ из равенства (13.80) в соотношение (13.77) получается урав-

нение

$$\delta(q_1, b^{(i)}) = \delta_2(q_1, \Psi_j(b^{(i)}))\, f(\psi)(1-\mu^2)(\sigma_т^2 - \sigma_{z_1}^2) \times$$

$$\times [\sigma_т(\sigma_т/2 - \tau(\psi))]^{-1} \qquad (13.81)$$

для нахождения искомого раскрытия $\delta$ вершины трещины заданной конфигурации, характеризуемой параметрами $b^{(i)}$, с произвольной длиной ПЗ, моделируемой двумя симметричными относительно плоскости трещины $z_1 = 0$ полосами пластического скольжения.

*Пример 1.* Эффективность изложенного подхода можно проиллюстрировать на упругопластической задаче Сака [10]. В роли вспомогательной, т. е. упругопластической, задачи для трещины конфигурации, характеризуемой параметрами $c^{(j)} = c^{(1)}$, берется задача Гриффитса. Соотношение (13.79) в этом случае дает следующую связь между геометрическими параметрами обеих задач:

$$c^{(1)} = 4b^{(1)}/\pi^2, \qquad (13.82)$$

где $c^{(1)}$ и $b^{(1)}$ — полудлина и радиус соответствующих трещин.

Подстановкой значения $c^{(1)}$ из равенства (13.82) в формулу по определению раскрытия трещины для задачи Гриффитса [10] согласно зависимости (13.80) получается приближенное значение $\delta_1$ для задачи Сака в виде

$$\delta_1(q_1, b^{(1)})/d = -4/\pi^2 \ln[\cos(\pi q_1 \,|\, (2\sigma_т))], \qquad (13.83)$$

где $d = 8(1-\mu^2)\, b^{(1)}\sigma_т/(\pi E)$; $q_1$ — интенсивность растягивающих напряжений на бесконечности.

На рис. 13.23 приведены кривые, построенные на основании точного решения [10] упругопластической задачи Сака (штриховая линия) и приближенной формулы (13.83) (сплошная линия). Как видно из рисунка, ошибка результатов при $0 \leqslant q_1/\sigma_т \leqslant 0{,}7$ составляет не более 9 %.

*Пример 2.* Пусть трехмерное упругопластическое тело, содержащее эллиптическую в плане трещину с полуосями $b^{(1)}$ и $b^{(2)}(b^{(1)} \leqslant b^{(2)})$, растягивается на бесконечности равномерно распределенными усилиями интенсивности $q_1$ перпендикулярно ее плоскости. Как вспомогательная задача для трещины конфигурации $c^{(j)} = c^{(1)}$ берется задача Сака. На основании упругих решений [10,16] как для задачи Сака, так и для случая эллиптической трещины функциональная зависимость (13.79) принимает следующий вид:

$$c^{(1)} = \pi^2 b^{(1)} \sqrt{\sin^2\alpha + (b^{(1)}/b^{(2)})^2\cos^2\alpha}/(4E^2(k_1)). \qquad (13.84)$$

Здесь $\alpha$ — полярный угол системы координат в плоскости $z_1 = 0$ (см. рис. 13.22); $E(k_1)$ — полный эллиптический интеграл второго рода; $k_1^2 = 1 - (b^{(1)}/b^{(2)})^2$.

После подстановки значения $c^{(1)}$ из соотношения (13.84) в упругопластическое решение задачи Сака на основании формул (13.80), (13.81) получается выражение

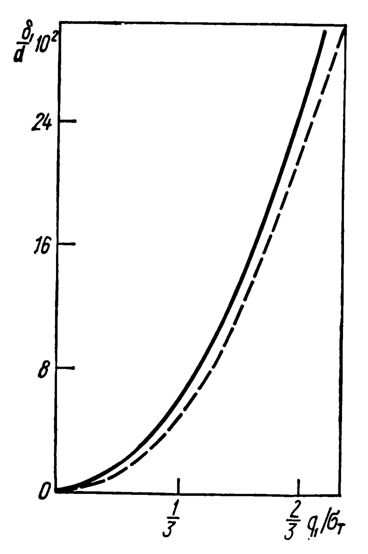
$$\delta = 4f(\psi)(1-\mu^2)(\sigma_т^2 - q_1^2)\, b^{(1)}\pi\sqrt{\sin^2\alpha + (b^{(1)}/b^{(2)})^2\cos^2\alpha} \times$$

$$(13.85)$$

$$\times (1 - \sqrt{1-(q_1/\sigma_т)^2})/\{EE^2(k_1)\,[\sigma_т - q_1\sin\pi(71/90 - 13q_1/45\sigma_т)]\},$$

позволяющее приближенно находить раскрытие $\delta$ вдоль контура эллиптической трещины. Разложив правую часть соотношения (13.85) в ряд по малому параметру $q_1/\sigma_т$ и сохранив при этом лишь члены первого порядка малости, получим выражение для раскрытия тупиковой части эллиптической трещины в случае малой ПЗ в виде двух симметричных полос пластического скольжения.

Предложенный подход дает возможность эффективно с достаточной для практики точностью получать аналитическое решение упругопластических задач для тел с трещинами, необходимых при определении как статической прочности, так и циклической долговечности различных элементов конструкций.




С помощью изложенного подхода можно вывести формулу для приближенного вычисления раскрытия $\delta$ вдоль контура полуэллиптической трещины с полуосями $b$ и $a$ $(b \leqslant a)$, расположенной в продольном осевом сечении на внутренней стенке длинной трубы (рис. 13.24). Эпюра распределения по толщине трубы $h_1 = R_2 - R_1$ кольцевых $\sigma_z$ и радиальных $\sigma_y$ нап-

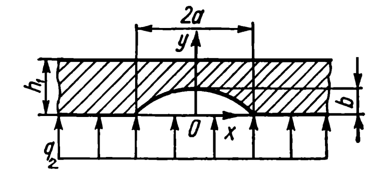



Рис. 13.23. Сравнение точного (— — —) и приближенного (———) значений раскрытия трещины для задачи Сака.

Рис. 13.24. Продольное сечение трубы в плоскости трещины.

ряжений в бездефектной трубе (если считать, что труба подвергается внутреннему давлению интенсивности $q_2$) при $0 \leqslant y \leqslant h_1$ описывается уравнениями

$$\sigma_z(y) = \frac{R_1^2 q_2}{R_2^2 - R_1^2}\left(1 + \frac{R_2^2}{(R_1 + y)^2}\right),$$
$$\sigma_y(y) = \frac{R_1^2 q_2}{R_2^2 - R_1^2}\left(1 - \frac{R_2^2}{(R_1 + y)^2}\right). \tag{13.86}$$

Схематически она изображена на рис. 13.25. Для осуществления дальнейшего решения задачи производится линеаризация напряжений $\sigma_z(y)$ по толщине трубы $h_1$, т. е. они представляются в виде

$$\sigma_z(y) = A_1 y + B_1 \quad (0 \leqslant y \leqslant h_1). \tag{13.87}$$

При этом коэффициенты $A_1$ и $B_1$ определяются в зависимости от толщины трубы таким образом, чтобы линеаризация давала наименьшее откло-

нение от исходных напряжений. В частности, при сохранении постоянным значения главного вектора исходных и линеаризованных напряжений, а также их равенства на внутренней стенке ($y = 0$) трубы получается, что

$$A_1 = -\frac{2q_2R_2}{R_2^2 - R_1^2}; \qquad B_1 = \frac{q_2(R_2^2 + R_1^2)}{R_2^2 - R_1^2}.$$

При этих условиях приближенное значение КИН $K_{I1}$ на основании интерполяционного подхода [14, 15] и данных работы [17] записывается та-

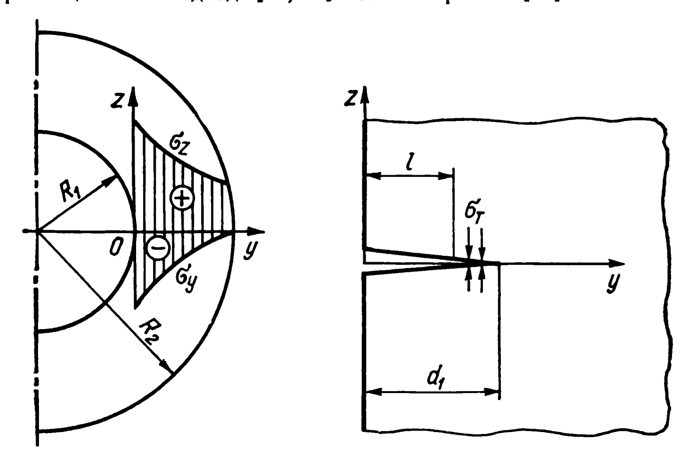



Рис. 13.25. Эпюра напряжений по толщине стенки трубы под внутренним давлением.

Рис. 13.26. Полуплоскость с краевой трещиной.

ким образом:

$$K_{I1} = K_{I0}(\varepsilon_4, \varepsilon_5)\,\Phi_1(\varepsilon_6) + K_{20}(\varepsilon_4, \varepsilon_5)\,\Phi_2(\varepsilon_6), \tag{13.88}$$

где $\varepsilon_4 = b/a$; $\varepsilon_5 = b/h_1 < 1$; $\varepsilon_6 = 2a^2/(R_2^2 - R_1^2) < 1$; $\Phi_1(\varepsilon_6) = 1 + 5\pi\varepsilon_6\sqrt{12(1-\mu^2)}/64$; $\Phi_2(\varepsilon_6) = 1 - (1 + 2\mu + 5\mu^2)\pi\varepsilon_6\sqrt{3(1-\mu^2)}/[32(1-\mu)(3+\mu)]$.

Функции $K_{i0}$ ($i=1,2$) представляют собой КИН при растяжении и изгибе бесконечной плиты толщиной $h_1$ с полуэллиптической трещиной, на берегах которой действуют напряжения

$$\sigma_z(y) = -A_1 y - B_1, \tag{13.89}$$

и выражаются следующими соотношениями [18]:

$$K_{i0} = C_i\sqrt{\pi b/Q_1}\,F(\varepsilon_4, \varepsilon_5). \tag{13.90}$$

Здесь

$$H_2 = H_6 + (H_7 - H_6)\sin^{k_0}\alpha; \quad H_6 = 1 - 0{,}34\varepsilon_5^2 - 0{,}11\varepsilon_4\varepsilon_5;$$

$$H_7 = 1 - (1{,}22 + 0{,}12\,\varepsilon_4)\,\varepsilon_5 + (0{,}55 - 1{,}05\,\varepsilon_4^{0,75} + 0{,}47\varepsilon_4^{1,5})\,\varepsilon_5^2;$$

$$k_0 = 0{,}2 + \varepsilon_4 + 0{,}6\,\varepsilon_5; \quad Q_1 = 1 + 1{,}464\varepsilon_4^{1,65};$$

$$F(\varepsilon_4, \varepsilon_5) = (H_3 + H_4\varepsilon_5^2 + H_5\varepsilon_5^4)\,[1 + (0{,}1 + 0{,}35\,\varepsilon_5^2)\times$$

$$\times(1 - \sin\alpha)^2]\,(\varepsilon_4^2\cos^2\alpha + \sin^2\alpha)^{\frac{1}{4}}; \quad H_3 = 1{,}13 - 0{,}09\varepsilon_4;$$

$$H_4 = -0{,}54 + 0{,}89/(0{,}2 + \varepsilon_4); \qquad H_5 = 0{,}5 - (0{,}65 + \varepsilon_4)^{-1} +$$

$$+ 14\,(1 - \varepsilon_4)^{24};\ C_1 = A_1h_1/2 + B_1;\ C_2 = -A_1h_1H_2/2.$$

В роли вспомогательной задачи с КИН $K_{I2}$ и раскрытием $\delta_2$ используется упругопластическая задача для полуплоскости с краевой трещиной (рис. 13.26) длиной $l$, на берегах которой действуют нормальные напряжения

$$\sigma_z(y) = \begin{cases} \alpha_1 + (\alpha_2/d_1)\,y & (0 \leqslant y \leqslant l); \\ \alpha_1 + (\alpha_2/d_1)\,y + \sigma_т & (l < y < d_1), \end{cases} \tag{13.91}$$

где $\alpha_1 = -B_1$; $\alpha_2 = -A_1bd_1/l$ при $\alpha = \pi/2$ и $\alpha_2 = 0$ при $\alpha = 0$; $(d_1 - l)$ — длина ПЗ.

КИН $K_{I2}$ и раскрытие $\delta_2$ для граничной задачи (13.91) находится согласно [19]

$$K_{I2} = -\sqrt{\pi l}\,(1{,}12\,\alpha_1 + 0{,}683\,\alpha_2); \tag{13.92}$$

$$\delta_2 = -\frac{\sigma_т l}{E}\left[\frac{d_1}{l}\left(5{,}82\left(1 + \frac{\alpha_1}{\sigma_т}\right) + 1{,}77\,\frac{\alpha_2}{\sigma_т}\right) + \right.$$

$$\left. + 4{,}28\ln\frac{l}{d_1} - 3{,}14\,\frac{\alpha_1}{\sigma_т} - 5{,}36\right]; \tag{13.93}$$

$$\frac{l}{d_1} = 1{,}36\left(1 + \frac{\alpha_1}{\sigma_т}\right) + 0{,}83\,\frac{\alpha_2}{\sigma_т}. \tag{13.94}$$

При сравнении КИН $K_{I1}$ и $K_{I2}$ из соотношений (13.88) и (13.92), а также учете того, что для упругой задачи $l = d_1$, для $\alpha = \pi/2$ и $\alpha = 0$ получается, что

$$l\,|_{\alpha=\pi/2} = K_{I1}^2/(\pi\,(1{,}12\,B_1 + 0{,}68A_1b)^2),$$
$$l\,|_{\alpha=0} = 0{,}254\,K_{I1}^2/B_1^2. \tag{13.95}$$

По известному значению $l$ из соотношения (13.94) находится величина $d_1$. Наконец, подстановкой функций $l$ и $d_1$, зависящих уже от параметров $R_1$, $R_2$, $a$ и $b$, в выражение (13.93) находится согласно формуле (13.81) искомое раскрытие $\delta$ вдоль контура полуэллиптической трещины с произвольной величиной ПЗ в ее вершине.

Распространение такой трещины в трубе под действием внутреннего давления $q_2$, изменяющегося по амплитуде от нуля до максимального значения $q_{max}$, происходит следующим образом. Так как напряженно-деформированное состояние симметрично относительно плоскости трещины, то она будет развиваться вплоть до критического размера вдоль одной плоскости. Поэтому дифференциальные уравнения для описания кинетики РУТ принимают (см. р. 13.1) вид

$$\Phi(\lambda)\,\frac{\partial\rho}{\partial N}\left(1 + \rho^{-2}\left(\frac{\partial\rho}{\partial\alpha}\right)^2\right)^{\frac{1}{2}} = 1, \tag{13.96}$$

где $\lambda = 1 - \sqrt{\delta_{max}/\delta_{fc}}$ при начальном $(N = 0)$ $\rho(0, \alpha) = \rho_0(\alpha)$ и конечном $(N = N_*)$ $\rho(N_*\alpha) = \rho_*(\alpha)$ условиях. Здесь $N_*$ — долговечность тела, определяемая выражением $\delta_{max}(\rho_*(\alpha)) = \delta_{fc}$. Если известен критический КИН $K_{fc}$, то характеристику трещиностойкости $\delta_{fc}$ можно определять с помощью выражения [20]

$$\delta_{fc} = \frac{0{,}6K_{fc}^2(1-\mu^2)}{E\sigma_т}\left(\frac{2(1+\mu)(1+\eta_1)\sigma_т}{\sqrt{3}\eta_1 E}\right)^{\eta_1}, \tag{13.97}$$

где $\eta_1$ — коэффициент деформационного упрочнения материала [21]. Если предположить, что в процессе РУТ начальная полуэллиптическая трещина

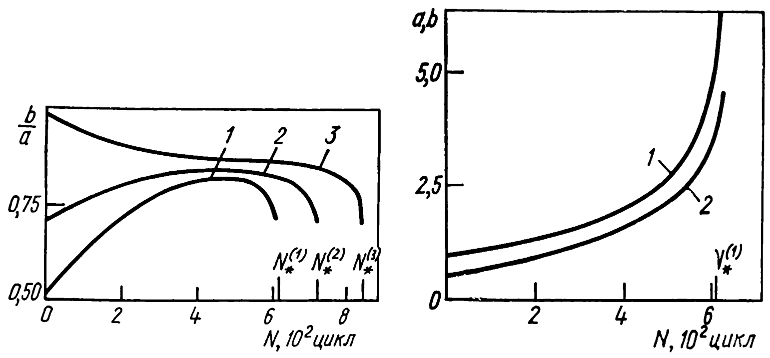



Рис. 13.27. Зависимость долговечности трубы от начальных размеров полуэллиптической трещины:
1 — $b_0/a_0 = 0{,}52$; 2 — $b_0/a_0 = 0{,}71$; 3 — $b_0/a_0 = 0{,}98$.

Рис. 13.28. Кинетика роста полуосей $a$ (1) и $b$ (2) трещины в трубе под внутренним давлением.

с полуосями $b_0$ и $a_0$ вплоть до спонтанного разрушения будет оставаться полуэллиптической, то уравнение ее подвижного контура запишется в виде

$$\rho(N, \alpha) = \frac{a(N)\,b(N)}{\sqrt{(a(N))^2\sin^2\alpha + (b(N))^2\cos^2\alpha}}, \tag{13.98}$$

т. е. для установления кинетики роста такой трещины достаточно определить полуоси подвижного контура $a(N)$ и $b(N)$. С учетом того, что отношение $\partial\rho/\partial\alpha = 0$ при $\alpha = 0$ и $\alpha = \pi/2$, на основании соотношений (13.96) и (13.98) получается следующая система нелинейных дифференциальных уравнений относительно функций $a(N)$ и $b(N)$:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{A\left[(\lambda_0/(\lambda_0-\lambda))^m - 1\right]} \quad (\alpha = 0),$$

$$\frac{db}{dN} = \frac{1}{A\left[(\lambda_0/(\lambda_0-\lambda))^m - 1\right]} \quad (\alpha = \pi/2) \tag{13.99}$$

с начальными условиями

$$b(N)\,|_{N=0} = b_0; \quad a(N)\,|_{N=0} = a_0. \tag{13.100}$$

Здесь $\lambda_0 = 1 - \sqrt{\delta_{th}/\delta_{fc}}$ соответствует пороговому значению раскрытия $\delta_{th}$. Долговечность $N_*$ находится из условия, что

$$\delta_{max}(a(N_*), b(N_*)) = \delta_{fc} \quad \left(\alpha = 0 \text{ или } \alpha = \frac{\pi}{2}\right). \qquad (13.101)$$

Таким образом, если известны характеристики материала $A$, $\lambda_0$, $m$, $\sigma_т$, $E$, $\mu$, $\eta_1$, $\delta_{fc}$ и раскрытие $\delta$, то поставленная задача о кинетике роста полуэллиптической трещины и долговечности трубы сводится к решению системы уравнений (13.99).

*Пример 3.* Пусть труба соответственно с внутренним $R_1 = 62{,}5$ мм и внешним $R_2 = 84$ мм радиусами находится под действием внутреннего пульсирующего с частотой 0,1 Гц давления $q_{max} = 240$ МПа. Характеристики материала трубы (сталь 35ХН3МФА) [12, 22] следующие: $\mu = 0{,}258$; $\eta_1 = 0{,}1034$; $\sigma_т = 1180$ МПа; $E = 2{,}14 \cdot 10^5$ МПа; $\delta_{fc} = 0{,}023$ мм; $A = 5 \cdot 10^4$ цикл/м; $m = 2{,}18$; $\lambda_0 = 0{,}83$. Решение дифференциальных уравнений (13.99) осуществляется численно с помощью модифицированного метода Рунге — Кутта четвертого порядка. Результаты этого решения представлены в виде графиков на рис. 13.27 и 13.28. Как видно из рис. 13.27, отношение критических значений полуосей трещины $b_*/a_*$ не зависит от их отношения $b_0/a_0$ в начальный момент. Однако начальные размеры, в частности их отношение $b_0/a_0$, существенно влияют на долговечность трубы. Так, для трех различных размеров начальной трещины $b_0 = 0{,}5$ мм; $a_0 = \{0{,}97$ мм; $0{,}7$ мм; $0{,}51$ мм$\}$ значения долговечности трубы соответственно равны: $N_*^{(1)} = 610$ циклов; $N_*^{(2)} = 720$ циклов; $N_*^{(3)} = 830$ циклов. При этом критический размер (рис. 13.28) полуосей $b_*$ и $a_*$ принимает значение 4,6 и 6,5 мм, т. е. $b_*/a_* = 0{,}71$. Сравнение долговечности $N_*^{(1)}$ с данными соответствующего натурного эксперимента [12] ($N_{*н}^{(1)} = 450$ цикл) свидетельствует об их удовлетворительном согласовании. Имеющаяся разность между расчетным $N_*^{(1)}$ и натурным $N_{*н}^{(1)}$ значениями долговечности может, в частности, возникать из-за возможных неточностей при определении начальных размеров трещины.

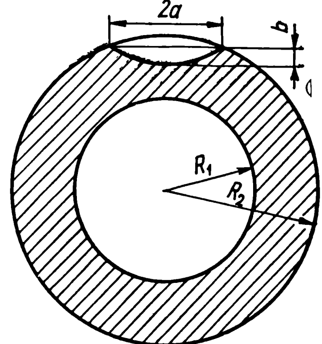



Рис. 13.29. Поперечное сечение трубы в плоскости трещины.

*Пример 4.* Рассмотрим трубу с радиусами $R_1 = 208{,}5$ мм и $R_2 = 228{,}5$ мм, в поперечном сечении которой имеется полуэллиптическая трещина (рис. 13.29). Характеристики материала (сталь 09Г2С) для частоты нагружения 0,2 Гц и температуры $T = 293$ К следующие: $\sigma_т = 330$ МПа; $E = 2{,}1 \cdot 10^5$ МПа; $\delta_{fc} = 0{,}015$ мм; $\mu = 0{,}26$; $\eta_1 = 0{,}087$; $A = 8{,}4 \cdot 10^5$ цикл/м; $m = 2{,}09$; $\lambda_0 = 0{,}89$. Считаем, что действующие на трубу растягивающие пульсирующие нагружения вызывают в плоскости трещины равномерно распределенные по сечению нормальные напряжения $\sigma_x$, максимальное значение которых равно $0{,}7\ \sigma_т$. Уравнение (13.99),

как и в предыдущем случае, решается численным методом. При этом в связи с размещением трещины в поперечном сечении трубы поправочная функция $\Phi_1(\varepsilon)_\theta$ в соотношении (13.88) заменяется выражением $\Phi_1(\varepsilon_\theta) = 1 + \pi\varepsilon_\theta \sqrt{12(1-\mu^2)}/64$. На рис. 13.30 и 13.31 показано изменение формы и размеров трещины в зависимости от относительной глубины $b/h_1$ и числа циклов $N$ для различных длин трещины $b_0 = 5$ мм; $a_0 = \{6$ мм, 10 мм$\}$. Соответствующая обоим случаям долговеч-

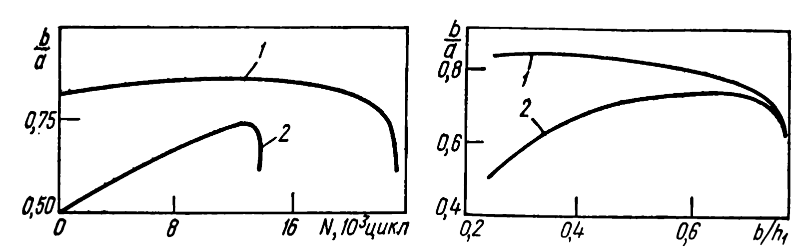



Рис. 13.30. Изменение отношения полуосей трещины $b/a$ в зависимости от их начальных размеров в поперечном сечении тонкостенной трубы:
1 — $b_0/a_0 = 0{,}83$; 2 — $b_0/a_0 = 0{,}5$.

Рис. 13.31. Изменение формы полуэллиптической трещины в зависимости от глубины ее продвижения в стенке трубы:
1 — $a_0 = 6$ мм; 2 — $a_0 = 10$ мм.

ность трубы $N_*^{(1)} = 23192$ цикла и $N_*^{(2)} = 14238$ циклов. При этом форма критической трещины выражается отношением $b_*/a_* = 0{,}62$, а ее размеры — $b_* = 14{,}8$ мм, $a_* = 23{,}8$ мм.

# СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## К гл. 1


1. *Иванова В. С.* Усталостное разрушение металлов.— М. : Металлургиздат, 1963.— 258 с.
2. *Трощенко В. Т.* Усталость и неупругость металлов.— Киев : Наук. думка, 1971.— 268 с.
3. *Ярема С. Я.* Стадийность усталостного разрушения и ее следствия. // Физ.-хим. механика материалов.— 1973.— № 6.— С. 66—72.
4. *Романів О. М., Зима Ю. В., Карпенко Г. В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей.— К. : Наук. думка, 1974.— 207 с.
5. *Фрактография* и атлас фрактограмм. Справочник.— М. : Металлургия, 1982.— 489 с.
6. *Paris P., Erdogan F.* A critical analysis of crack propagation laws // Trans. ASME D85, J. Basic Eng.— 1963.— **15**, N 4.— P. 528—534.
7. *Серенсен С. В., Гарф М. Э., Кузьменко В. А.* Диамика машин для испытаний на усталость.— М. : Машиностроение, 1967.— 460 с.
8. *Зафийовский Ю. М., Ткаченко Н. Н., Карпенко Г. В.* Установка для коррозионно-усталостных испытаний тонких образцов типа проволоки // Завод. лаб.— 1973.— № 6.— С. 749—751.
9. *Романив О. Н., Рипецкий С. И.* Стабилизация нагружения в процессе испытаний на усталость // Вопросы машиноведения и прочности в машиностроении.— 1964.— № 9.— С. 118—129.
10. *Школьник Л. М.* Методика усталостных испытаний. Справочник.— М. : Металлургия, 1979.— 210 с.
11. *Золотаревский В. С.* Механические свойства металлов.— М. : Металлургия, 1983.— 350 с.
12. *Степанов М. Н.* Статистическая обработка результатов механических испытаний.— М. : Машиностроение, 1972.— 232 с.
13. *Романив О. Н., Маруха В. И.* Статистическая оценка выносливости высокопрочной пружинной проволоки // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 1.— С. 42—46.
14. *Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М.* Несущая способность и расчеты деталей машин.— 2-е изд.— М. : Машгиз, 1963.— 451 с.
15. *Goodman J.* Mechanics applied to engineering.— London : Green and Company, 1899.— 103 p.
16. *Heywood R. B.* Designing against fatigue.— London : Chapman and Hall, 1962.— 115 p.
17. *Frost N. E., Marsh K. J., Pook L. P.* Metal fatigue.— Oxford : Clarendon press, 1974.— 500 p.
18. *Трощенко В. Т.* Прочность металлов при переменных нагрузках.— Киев : Наук. думка, 1978.— 174 с.
19. *Романив О. Н., Лазько Л. П., Зима Ю. В.* О совместном проявлении факторов шероховатости поверхности и частоты нагружения при усталости патентированной проволоки // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 5.— С. 93—96.

20. *Форрест П.* Усталость металлов.— М. : Машиностроение, 1968.— 352 с.
21. *Ярема С. Я., Хариш Е. Л.* Ударная усталость литой и деформированной стали 35 при комнатной и низких температурах // Физ.-хим. механика материалов.— 1967.— № 4.— С. 436—439.
22. *Ярема С. Я., Хариш Е. Л.* Зависимость периода развития трещины при повторно-ударном нагружении от температуры испытания // Пробл. прочности.— 1970.— № 8.— С. 25—32.
23. *Осташ О. П.* Исследования кинетики низкотемпературного разрушения конструкционных сталей и алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук.— Львов, 1978.— 21 с.
24. *Kawasaki T., Nakanishibi S., Sawicki et al.* Fracture toughness and fatigue crack propagation in high strength steels from room temperature to —180 °C // Eng. Fract. Mech.— 1975.— 7, N 3.— P. 465—472.
25. *Циклические* деформации и усталость металлов / Под ред. В. Т. Трощенко.— Киев : Наук. думка, 1985.— Т. 2.— 224 с.
26. *Красовский А. Я.* Хрупкость металлов при низких температурах.— Киев : Наук. думка, 1980.— 338 с.
27. *Одинг И. А.* Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов.— М. : Машгиз, 1962.— 260 с.
28. *Романив О. Н.* О проявлении эффекта формы и вида нагружения при циклическом изгибе // Рассеяние энергии при колебаниях упругих систем.— Киев : Изд-во АН УССР, 1963.— С. 364 .
29. *Kawamoto M., Nishioka K.* Research on the fatigue under consideration of the phenomenon of elastic hysteresis // Mat. Fac. Eng. Kyoto Univ.— 1955.— 21.— P. 125—128.
30. *Нейбер Г.* Концентрация напряжений.— М. ; Л. : Гостехиздат, 1947.— 204 с.
31. *Савин Г. Н.* Распределение напряжений около отверстий.— Киев : Наук. думка, 1968.— 887 с.
32. *Беляев Н. М.* Сопротивление материалов.— М. : Гостехиздат, 1958.— 856 с.
33. *Трощенко В. Т.* Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении.— Киев : Наук. думка, 1981.— 343 с.
34. *Погорецкий Р. Г.* Влияние длины образцов на выносливость стали на воздухе/ / Физ.-хим. механика материалов.— 1965.— № 1.— С. 90—94.
35. *Афанасьев Н. Н.* Статистическая теория усталостной прочности материалов.— Киев : Изд-во АН УССР, 1953.— 105 с.
36. *Чечулин Б. В.* Масштабный фактор и статистическая природа прочности металлов.— М. : Металлургиздат, 1963.— 120 с.
37. *McClintok G. A.* The statistical theory of size and shape effects in fatigue // J. Appl. Mech.— 1955.— 22, N 3.— P. 421—426.
38. *Кудрявцев И. В.* Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении.— М. : Машгиз, 1951.— 278 с.
39. *Степанов В. Г., Клестов М. И.* Поверхностное упрочнение корпусных конструкций.— Л. : Судостроение, 1977.— 198 с.
40. *Черняк Н. И.* Механические свойства стали в области малых пластических деформаций.— Киев : Изд-во АН УССР, 1962.— 104 с.
41. *Карпенко Г. В., Яцюк А. І.* Вплив обробки поверхні на втомну міцність сталі в активних рідинних середовищах.— К. : Вид-во АН УРСР, 1958.— 115 с.
42. *Карпенко Г. В., Бабей Ю. И., Карпенко И. В., Гутман Э. М.* Упрочнение стали механической обработкой / Под ред. Г. В. Карпенко.— Киев : Наук. думка, 1966.— 200 с.
43. *Балтер М. А.* Упрочнение деталей машин.— М. : Машиностроение, 1975.— 184 с.

44. *Романив О. Н.* О релаксации остаточных напряжений под воздействием вибрационного нагружения // Физ.-хим. механика материалов.— 1965.— № 6.— С. 727—799.
45. *Прокопенко А. В.* Критерии предельного состояния материалов и конструктивных элементов при многоцикловом нагружении, учитывающие состояние поверхностного слоя.— Автореф. дис. ... д-ра техн. наук.— Киев, 1987.— 32 с.
46. *Карпенко Г. В.* Влияние активных жидких сред на выносливость стали.— Киев : Изд-во АН УССР, 1955.— 208 с.
47. *Карпенко Г. В.* Прочность стали в коррозионной среде.— М. : Машгиз, 1963.— 188 с.
48. *Похмурский В. И.* Коррозионная усталость металлов.— М. : Металлургия, 1985.— 206 с.
49. *Ткаченко А. Н., Болтарович А. В., Карпенко Г. В.* К вопросу о влиянии вида нагружения на коррозионно-усталостную прочность стали // Физ.-хим. механика материалов.— 1965.— № 5.— С. 620—621.
50. *Кукляк Н. Л., Погорецкий Р. Г., Романив О. Н., Карпенко Г. В.* Сопротивление коррозионной усталости стали при циклическом изгибе и кручении // Там же.— 1966.— № 5.— С. 500—505.
51. *Карлашов А. В., Токарев В. П., Сазонов В. В.* О природе эффекта частоты при циклическом деформировании сплава Д16 // Там же.— 1975.— № 6.— С. 76—79.
52. *Степанов И. А., Саламашенко А. Т.* Влияние условий нагружения и среды на коррозионно-механическую прочность материалов // Коррозионная усталость металлов // Под ред. Я. М. Колотыркина.— Киев : Наук. думка, 1982.— 372 с.
53. *Карпенко Г. В.* Избранные труды. Физико-химическая механика конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1985.— Т. 1.— 225 с.
54. *Погорецкий Р. Г., Табинский Н. П , Ткаченко Н. Н., Карпенко Г. В.* К вопросу об инверсии масштабного фактора при коррозионной усталости стали // Физ.-хим. механика материалов.— 1966.— № 3.— С. 357—359.
55. *Погорецкий Р. Г., Карпенко Г. В.* О влиянии масштабного фактора и концентраторов напряжений на выносливость стали в коррозионной среде // Там же.— 1967.— № 6.— С. 671—674.
56. *Коррозионная* усталость металлов // Под ред. Г. В. Карпенко.— Львов : Каменяр, 1964.— 235 с.
57. *Карпенко Г. В.* Избранные труды. Работоспособность конструкционных материалов в агрессивных средах.— Киев : Наук. думка, 1985.— Т. 2.— 237 с.
58. *Бабей Ю. И., Сопрунюк Н. Г.* Защита стали от коррозионно-механического разрушения.— Киев : Техніка, 1971.— 121 с.
59. *Потак Я. М.* Хрупкое разрушение стали и стальных изделий.— М. : Оборонгиз, 1955.— 388 с.
60. *Романив О. Н., Дудин В. А.* Влияние термомеханической обработки на склонность к замедленному разрушению хромокремнистых высокоуглеродистых сталей // Физика и химия обраб. материалов.—1969.— № 5.— С. 82—87.
61. *Романив О. Н.* Некоторые вопросы прочности и механики разрушения термически и термомеханически обработанных высокопрочных сталей: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук.— Львов, 1979.— 50 с.
62. *Саррак В. И., Филиппов Г. А.* Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 2.— С. 96—101.
63. *Василенко И. И., Мелехов Р. К.* Коррозионное растрескивание сталей.— Киев : Наук. думка, 1977.— 264 с.

64. *Ажогин Ф. Ф.* Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей.— М. : Металлургия, 1974.— 256 с.
65. *Романов В. В.* Коррозионное растрескивание металлов.— М. : Машгиз, 1960.— 177 с.
66. *Труфяков В. И.* Усталость сверных соединений.— Киев : Наук. думка, 1973.— 215 с.
67. *Кудрявцев И. В., Наумченков Н. Е.* Усталость сварных конструкций.— М. : Машиностроение, 1976.— 271 с.

## К гл. 2

1. *Трощенко В. Т.* Усталость и неупругость металлов.— Киев : Наук. думка, 1971.— 268 с.
2. *Klesnil M., Lukáš P.* Fatigue of Metallic Materials.— Prague : Academia, 1980.— 239 p.
3. *Одинг И. А.* Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов.— М. : Машгиз, 1962.— 260 с.
4. *Landgraf R. W., Morrow J., Endo T.* Determination of the cycle stress-strain curve // J. Mater.— 1969.— **4**, N 1.— P. 176—188.
5. *Роней М.* Усталость высокопрочных материалов // Разрушение / Под ред. Г. Либовица.— М. : Мир, 1976.— Т. 3.— С. 473—527.
6. *Циклические деформации и усталость металлов* / Под ред. В. Т. Трощенко.— Киев: Наук. думка, 1985.— Т. 1.— 216 с.
7. *McEvily A. J., Johnston T. L.* The role of cross-slip in brittle fracture and fatigue // Int. J. Fract. Mech.— 1967.— **3**.— P. 45.
8. *Wells C. H.* An analysis of the effect of slip character on cycle deformation and fatigue // Acta Met.— 1969.— **17**.— P. 413.
9. *Grosskreutz J. C.* Fatigue mechanisms in the sub-creep range // Met. Fatigue Damage.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press, 1971.— P. 5—60.— (ASTM; STP 495).
10. *Романив О. Н., Березюк И. А.* Усталость патентированной стальной проволоки // Физ.-хим. механика материалов.— 1979.— № 1.— С. 55—58.
11. *Kawamoto M., Tanaka T.* Elastic hysteresis property of several steels under fatique load // Mat. Fac. Eng. Kyoto Univ.— 1965.— **27**, N 1.— P. 65—74.
12. *Трощенко В. Т., Хамаза А. А., Цыбанев Г. В.* Метод ускоренного определения пределов выносливости металлов на основе деформационных и энергетических критериев.— Киев : Наук. думка, 1975.— 105 с.
13. *Coffin L. E.* A study of the effects of cycle thermal stresses in ductile metals // Trans. ASME.— 1954.— N 76.— P. 794—807.
14. *Manson S. S.* Thermal stress and low cycle fatigue.— New York : McGraw-Hill, 1966.— 642 p.
15. *Трощенко В. Т.* Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении.— Киев : Наук. думка, 1981.— 340 с.
16. *Коттрелл А. Х.* Дислокации и пластическое течение металлов.— М. : Металлургиздат, 1958.— 242 с.
17. *Иванова В. С.* Разрушение металлов.— М. : Металлургия, 1979.— 168 с.
18. *Коцаньда С.* Усталостное разрушение металлов.— М. : Металлургия, 1976.— 456 с.
19. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 456 с.
20. *Горицкий В. М., Терентьев В. Ф.* Структура и усталостное разрушение металлов.— М. : Металлургия, 1980.— 208 с.
21. *Argon A, S.* Effects of surfaces on fatigue crack initiation // Corrosion

Fatigue : Chemistry, Mechanica and Misrostructure.— NACE-2.— 1972.— P. 176.
22. *Forsyth P. J. E.* The Physical Basis of Metal Fatigue.— London : Blackie and Son, 1969.— 340 p.
23. *Wood W. F.* Fatigue of Aircraft Structures.— New York : Acad. press, 1956.— 432 p.
24. *Laird C., Kim W. H.* Crack nucleation and Stage I propagation in high strain fatigue. I. Microscopic and interferometric observations. II Mechanism // Acta Met.— 1978.— **26**, N 5.— P. 777—795.
25. *Lankford J., Kusenberger F. H.* Initiation of fatigue cracks in 4340 steel // Met. Trans.— 1973.— **4**, N 2.— P. 553—559.
26. *Екобори Т.* Физика и механика разрушения и прочности твердых тел.— М. : Металлургия, 1971.— 280 с.
27. *Романив О. Н., Деев Н. А., Сорокивский И. С.* О связи некоторых механических характеристик кратковременных испытаний с пределом усталости закаленных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1973.— № 3.— С. 54—59.
28. *Романив О. Н., Деев Н. А.* Инженерные аспекты проблемы залечивания дефектов, ответственных за усталостное разрушение высокопрочных сталей // Металлофизика.— 1975.— Вып. 61.— С. 43—50.
29. *French H.* Fatique and Hardening of Steels // Trans. ASTM.— 1933.— **21**.— P. 889—946.
30. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов.— М. : Металлургия, 1986.— 294 с.
31. *Tetelman A. S., McEvily A. J. Jr.* Fracture of Structural Materials.— New York ; London ; Sydney : John Wiley and Sons, 1967.— 697 p.
32. *Ярема С. Я.* Стадийность усталостного разрушения и ее следствия // Физ.-хим. механика материалов.— 1973.— № 6.— С. 66—72.
33. *Романив О. Н., Деев Н. А., Сорокивский И. С.* О некоторых особенностях механизма зарождения усталостных трещин в высокопрочных низкоотпущенных сталях // Там же.— 1975.— № 1.— С. 41—47.
34. *Панасюк В. В., Ковчик С. Е., Когут Н. С.* Об одном способе образования поверхностных осесимметричных трещин в цилиндрических образцах // Там же.— 1972.— № 2.— С. 95—98.
35. *Castillo R. N., Baker T. J.* A fracture mechanics approach to fatigue in flake graphite cast iron // Advances in Fracture Research.— New Delhi : Pergamon press, 1984.— Vol. 3.— P. 2057—2064.
36. *Образец* для исследования закономерностей зарождения трещин/ В. В. Панасюк, М. П. Саврук, А. И. Збоpомирский и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 4.— С. 66—77.
37. *Allery M. B. P., Birkbeck G.* Effect of notch root radius on the initiation and propagation of fatigue cracks // Eng. Fract. Mech.— 1972.— **4**, N 2.— P. 325—331.
38. *Jack A. R., Price A. T.* The initiation of fatigue cracks from notches in mild steel plates // Int. J. Fract. Mech.— 1970.— **6**, N 4.— P. 401—409.
39. *Панасюк В. В., Осташ О. П., Костык Е. М.* Зарождение усталостных трещин у концентраторов напряжений // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 6.— С. 3—10.
40. *Billon F.* Examination of several mechanical parameters analysis of the plastic fatigue crack initiation in geometrical concentration zones and mechanical notches // Adv. Fracture Resistance. Proc. 5th Int. Conf. Fract. Cannes, 1981.— Oxford et al : Pergamon press, 1982.— Vol. 1.— P. 329—336.
41. *Tanaka R., Nakai J., Kawashima R.* Fracture mechanics approach to fatigue crack initiation from deep notches // Eng. Fract. Mech.— 1983.— **18**, N 5.— P. 1011—1023.

42. *Панасюк В. В., Осташ О. П., Костык Е. М.* О связи характеристик циклической трещиностойкости материалов на стадиях зарождения и роста трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 6.— С. 46—52.
43. *Циклическая* трещиностойкость алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / В. В. Панасюк, О. П. Осташ, Е. М. Костык, В. Г. Кудряшов, Г. С. Нешпор // Там же.— 1987.— № 5.— С. 38—46.
44. *Cazaud R.* Fatigue of Metals.— London : Chapman and Hall, 1953.— 328 p.
45. *Forrest P. G.* Fatigue of Metals.— Oxford ; London ; New York : Pergamon press, 1962.— 425 p.
46. *Frost N. E., Marsh K. J., Pook L. P.* Metal Fatigue.— Oxford : Clarendon press, 1974.— 500 p.
47. *Медведев С. Ф.* Циклическая прочность металлов.— М. : Машгиз, 1961.— 304 с.
48. *Романів О. М., Черепанова Г. І.* Термомеханічне зміцнення сталей.— К. : Наук. думка, 1966.— 220 с.
49. *Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий.— Киев : Наук. думка, 1985.— 266 с.
50. *Келли А.* Высокопрочные материалы.— М. : Мир, 1976.— 260 с.
51. *Гриднев В. Н., Мешков Ю. Я., Ошкадеров С. М., Трефилов В. И.* Физические основы электротермического упрочнения стали.— Киев : Наук. думка.— 1973.— 336 с.
52. *Hornbogen E.* Microstructure and strength of heterogeneous alloys // Proc. 6th Int. Symp High purity materials in science and technology, Dresden, May 6—10 1985.— Dresden : Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstofforschung AdW der DDR, 1985.— Vol. 1.— P. 24—43.
53. *Колосов И. Е., Лебедев Т. А.* Циклическая прочность закаленных инструментальных сталей // Металловедение и термич. обраб. металлов.— 1962.— № 10.— С. 15—19.
54. *Mánson S. S.* Avoidance, control and report of fatigue damage // Met. Fatigue Damage.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press.— 1971.— P. 254—346.— (ASTM; STP 495).
55. *Голованенко С. А., Фонштейн А. М.* Двухфазные низколегированные стали.— М. : Металлургия, 1986.— 206 с.
56. *Пикеринг Ф. Б.* Физическое металловедение и разработка сталей.—М.: Металлургия, 1982.— 184 с.
57. *Влияние* высокотемпературной термомеханической обработки на механические свойства стали 45ХН2МФА при кручении / О. Н. Романив, Н. Л. Кукляк, Г. И. Черепанова и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1968.— № 2.— С. 128—132.
58. *Бернштейн М. Я.* Термомеханическая обработка металлов.— М. : Металлургия, 1968.— Т. 1.— 596 с., Т. 2.— 568 с.
59. *Тушинский Л. И., Тихомирова Л. Б.* Структурные аспекты повышения конструкционной прочности сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1975.— № 5.— С. 10—23.
60. *Займовский В. А., Сидоренко В. И.* О взаимном влиянии деформации и перлитного превращения // — Изв. вузов. Черн. металлургия.— 1977.— № 3.— С. 137—140.
61. *Кишкина С. И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов.— М. : Металлургия, 1981.— 280 с.
62. *Промышленные* алюминиевые сплавы Справ. изд. / С. Г Алиева, М. В. Альтман, С. М. Амбарцумян и др.— М. : Металлургия, 1984.— 528 с.
63. *Степнов М. Н., Гиацинтов Е. В.* Усталость легких конструкционных сплавов.— М. : Машиностроение, 1973.— 320 с.

64. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А.* Механические свойства титана и его сплавов.— М. : Металлургия, 1974.— 544 с.
65. *Пульцин Н. М.* Титановые сплавы и их применение в машиностроении.— М. : Машгиз, 1962.— 168 с.
66. *Серенсен С. В.* Испытание легированных конструкционных сталей на прочность переменными нагрузками // Сталь.— 1940.— № 3.— С. 31—38.
67. *Серенсен С. В.* Усталость материалов и элементов конструкций: В 3 т.— Киев : Наук. думка, 1985.— Т. 2.— 256 с.
68. *Ратнер С. И.* Разрушение при повторных нагрузках.— М. : Оборонгиз, 1959.— 352 с.
69. *Микляев П. Г., Фридман Я. Б.* Анизотропия механических свойств материалов.— М. : Металлургия, 1969.— 270 с.
70. *Романив О. Н., Вываль И. П., Кукляк Н. Л.* Ориентированное термомеханическое упрочнение и циклическая прочность стали // Физика и химия обраб. материалов.— 1967.— № 2.— С. 125—129.
71. *Feltner C. E., Morrow J. D.* Microplastic strain hysteresis energy as a criterion for fatigue fracture // Trans. ASME D.— 1961.— 83, N 1.— P. 15—22.
72. *Иванова В. С.* Структурно-энергетическая теория усталости // Циклическая прочность металлов.— М. : Изд-во АН УССР, 1962.— С. 11—23.
73. *Дислокационная* структура и деформационное старение в процессе усталости ОЦК-металлов / В. С. Иванова, В. М. Горицкий, В. Ф. Терентьев, П. Г. Орлов // Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей и свойства металлов.— Тула : Тульс. политехн. ин-т.— 1974.— С. 181—186.
74. *Ferro A., Montalenti G.* On the effect of the crystalline structure on the form of fatigue curves // Phil. Mag.— 1964.— **10**.— P. 1043—1047.
75. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Влияние более раннего течения поверхностного слоя на упрочнение и разупрочнение металлов и сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1970.— № 1.— С. 79—89.
76. *Ferro A., Mazetti P., Montalenti G.* On the effect of crystalline structure on the fatigue, comparison between body-centered metals and face-centered and hexagonal metals // Phil. Mag.— 1965.— **12**.— P. 867.
77. *Buch A.* Fatigue properties of pure metals // Int. J. Fract. Mech.— 1967.— **3**.— P. 145.
78. *Писаренко Г. С., Лебедев А. А.* Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии.— Киев : Наук. думка, 1976.— 416 с.
79. *Трощенко В. Т., Шестопал Л. Ф.* К вопросу о критериях усталостной прочности // Stri nicky Ĉasopis.— 1974.— **25**, № 1.— С. 4—15.
80. *Махутов Н. А.* Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность.—М.: Машиностроение, 1984.—272 с.
81. *Martin D. E.* An energy criterion for low — cycle fatigue // Trans. ASME D.— 1961.— Dec.— P. 565—571.
82. *Муратов Л. В.* Энергия разрушения при циклических и статических нагрузках // Прочность металлов при переменных нагрузках.— М. : Изд-во АН СССР, 1963.— С. 111—118.
83. *Афанасьев Н. Н.* Статистическая теория усталостной прочности материалов.— Киев : Изд-во АН УССР, 1953.— 105 с.

## К гл. 3

1. *Одинг И. А.* Структурные признаки усталости металлов как средство установления причин аварий деталей машин.— М. : Изд-во АН СССР, 1949.— 35 с.

2. *Jacoby G.* Fractographical methods in fatigue research // Exp. Mech.— 1963.— 5.— P. 65—83.
3. *Методы* и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов / Под ред. В. В. Панасюка.— Киев : Наук. думка, 1981.— 314 с.
4. *Романів О. М.*, *Зима Ю. В.*, *Карпенко Г. В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей.— К. : Наук. думка, 1974.— 207 с.
5. *Фрактография* и атлас фрактограмм. Справочник.— М. : Металлургия, 1982.— 489 с.
6. *Forsyth P. J. E.* Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys // Acta Met.— 1963.— **11**, N 7.— P. 703—715.
7. *Романив О. Н.*, *Гладкий Я. Н.*, *Зима Ю. В.* Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 3—15.
8. *Бичем К. Д.* Микропроцессы разрушения // Разрушение.— М. : Мир, 1979.— Т. 1.— С. 265—373.
9. *Исследование* кинетики малоцикловой усталости сталей в атмосфере водорода и в вакууме / Б. Н. Романив, Ю. В. Зима, В. И. Ткачев, Р. И. Крипякевич // Физ.-хим. механика материалов.— 1972.— № 3.— С. 75—80.
10. *Ansell G. S.*, *Kim H. S.*, *Roger H. C.* Effect of dissolved hydrogen on the fatigue behavior of an Al—$Al_2O_3$ SAP — type alloy // Trans. ASME.— 1966.— **59**.— P. 630—643.
11. *Романив О. Н.*, *Зима Ю. В.* Особенности вязкого разрушения высокопрочных сталей при кручении // Физ.-хим. механика материалов.— 1969.— **5**, № 5.— С. 533—538.
12. *Коцаньда С.* Усталостное разрушение металлов.— М. : Металлургия, 1976.— 455 с.
13. *Иванова В. С.*, *Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 455 с.
14. *Forsyth P. J. E.*, *Ryder D. A.* Fatique fracture: some results determined from the microscopic examination of crack surfaces // Aircraft Eng.— 1960.— **32**, N 374.— P. 96—99.
15. *Meyn D. A.* The nature of fatigue crack propagation in air and vacuum for 2024 aluminium // Trans. ASM.— 1968.— **61**, N 1.— P. 52—61.
16. *Broek D.* Some contributions of electron fractography to the theory of fracture // Int. Metallurg. Revs.— 1974.— **19**.— P. 135—182.
17. *Красовский А. Я.*, *Степаненко В. А.* Изучение механизма распространения трещины усталости в никеле методом количественной стереоскопической фрактографии // Пробл. прочности.—1978.—№ 11.— С.86—94.
18. *Klesnil M.*, *Lucáš P.* Fatigue of Metallic Materials.— Prague : Academia, 1980.— 239 p.
19. *Awatani J.*, *Katagiri K.*, *Shiraishi T.* Microstructures around the tips of fatigue cracks growing at a low rate in iron // Met. Trans.— 1976.— **A7**, N 6.— P. 807—810.
20. *Awatani J.*, *Shiraishi T.* Dislocation structures adjacent to fatigue crack tips in stainless steels // Ibid.— 1976.— **A7**, N 6.— P. 1599—1601.
21. *Awatani A. H.*, *Weertman J.* Transmission electron microscopy of the crack tip region of fatigue copper single crystals // Ibid.— 1973.— **4**, N 1.— P. 343—353.
22. *Rajan K.*, *Ramaswani B.*, *Sastry S. M. Z.* The plastic zone in stage I crack growth during fatigue deformation of copper single crystals // Ibid.— 1975.— **A6**, N 10.— P. 1959—1962.
23. *DeVries M. I.*, *Mastenbrock A.* SEM observation of dislocation substructures around fatigue cracks // Ibid.— 1977.— **A8**, N 9.— P. 1437—1499.
24. *Изучение* методом просвечивающей электронной микроскопии зарож-

дения усталостной трещины в аустенитной стали типа 18—8 / Hatanoka Kenji, Kitagawa Kiyoshi, Kawabe Hideaki, Yamada Tomoharu // J. Jap. Inst. Metals.— 1972.— **36**, N 10.— P. 935—1001.

25. *Кинетика* и механизм роста усталостной трещины в железе / О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. Н. Ткач и др.// Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 2.— С. 57—66.
26. *Ogura T., Masumoto T., Imami J.* Transmission electron microscope study of the structure around fatigue cracks of α-iron // Trans. Jap. Inst. Metals.— 1976.— **17**, N 11.— P. 733—742.
27. *Maurer K. J., Rosseger R.* Electromechanikroskopishe Untersugungen an wechselverformten heterogenen Metallen // Prakt. Metallogr.— 1971.— **8**, N 10.— S. 573—585.
28. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов.— М. : Металлургия, 1984.— 280 с.
29. *Gell M., Leverant G. R.* The characteristic of stage I fatigue fracture in a high-strength nickel alloy // Acta Met.— 1966.— **16**.— P. 553.
30. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н.* Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 6.— С. 49—55.
31. *Распространение* усталостных трещин в стали, склонной к деформационному двойникованию / А. Н. Ткач, О. Н. Романив, В. Н. Симинькович и др. // Там же.— № 2.— С. 67—73.
32. *Зима Ю. В., Романив О. Н., Карпенко Г. В.* О новом морфологическом элементе микроповерхности вязкого разрушения доэвтектоидных сталей // Докл. АН СССР.— 1972.— **203**, № 5.— С. 1033—1036.
33. *Ярема С. Я., Попович В. В., Зима Ю. В.* Влияние структуры на сопротивление стали 65Г росту усталостной трещины // Физ.- хим. механика материалов.— 1982.— № 1.— С. 16—30.
34. *Трещиностойкость* перлитных эвтектоидных сталей / О. Н. Романив, Е. А. Шур, В. Н. Симинькович и др. // Там же.— 1983.— № 2.— С. 37—45.
35. *Стандартизация* фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов / Под ред. О. Н. Романива.— М. : Изд-во стандартов, 1984.— Вып. 5.— 95 с.
36. *Романив О. Н., Зима Ю. В.* Количественная микрофрактография усталостного разрушения металлов и сплавов / Стандартизация фрактографического метода оценки усталостного разрушения металлов — М. : Изд-во стандартов, 1984.— Вып. 5.— С. 6—30.
37. *Kocanda S., Sadovski J.* Korelacyjne badania w elementach predkosci zmeczeniowego pekania w elementach ze stali o podwyiszoney wytrzywalości 12G2A // Arch. bud. masz.— 1977.— **24**, N 2.— S. 239—263.
38. *Yokobori T., Sato K.* The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024—T3 aluminium alloy and SM-50 steel // Eng. Fract. Mech.— 1976.— **8**, N 1.— P. 81—88.
39. *Heisen F. A., Hertzberg R. W.* Anisotropy of fatigue crack propagation // Trans. ASME. J. Basic Eng.— 1971.— **93**, N 6.— P. 211—217.
40. *Pineau A. G., Pelloux R. M.* Influence of strain-induced martensitic transformation on fatigue crack growth rates in stainless steels // Met. Trans.— 1974.— N 5.— P. 1103—1112.
41. *Bathias C., Pelloux R. M.* Fatique crack propagation in martensitic and austenitic steels // Ibid.— 1973.— N 5.— P. 1265—1273.
42. *Ohmura T., Pelloux R. M., Grant N. J.* High temperature fatigue crack growth in a cobalt base superalloy // Eng. Fract. Mech.—1973.— **5**, N 4.— P. 909—922.
43. *Kitsunai J., Tanaka M.* Сапгё аудзен кенкюсё кенкю кохоку // Res. Rep. Res. Inst. Ind. Safety.— 1976.— N RR25-2.— P, **18**.

44. *Odorico J., Le Gall P.* Comptage de stries sur alliages rompus du fatigue // Rev. Phys. Appl.— 1974.— N 4.— P. 673—681.
45. *Moody N. R., Gerberich W. W.* Influence of frequency and microstructure on fatigue crack growth in Ti — 6Al — 6V — 2Sn //Metal. Sci.—1980.— 14, N 3.— P. 95—100.
46. *Broek D.* The effect of intermetallic particles on fatigue crack propagation in aluminium alloys.— II Inter. Cong. on Fracture, Brighton, session V, paper 61, 1969.— Brighton : Pergamon press, 1970.— P. 41—43.
47. *Taira S., Tanaka K.* Microscopic study of fatigue crack propagation // Inter. Conf. in Kyoto, 1971, Soc. Mater. Sci.— Kyoto : Kyoto ICM, 1972.— Vol. 11.—P. 48—58.
48. *Влияние* низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в малоуглеродистой стали / А. Я. Красовский, О. П. Осташ, В. А. Степаненко, С. Я. Ярема // Пробл. прочности.— 1977.— № 4.— С. 74—78.
49. *Рост* усталостной трещины и пластическая зона на воздухе и в вакууме / Н. М. Гринберг, А. Н. Гаврилко, Н. Л. Дьяковенко и др. // Там же.— 1981.— № 4.— С. 20—25.
50. *Ботвина Л. Р., Лимарь Л. В., Лозовский В. Н.* К вопросу об оценке длительности роста трещины по ширине усталостных бороздок // Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов.—М. : Изд-во стандартов, 1984.—Вып. 5.— С. 38—54.
51. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристиках циклической трещиностойкости материалов // Пробл. прочности.— 1981.— № 9.— С. 20—28.
52. *Иванова В. С.* К определению пороговых значений $\Delta K$, отвечающих соответствию микроскопической и макроскопической скоростей роста трещины, с использованием данных измерения макроскопической скорости // Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов.— М. : Изд-во стандартов, 1984.— Вып. 5.— С. 30—38.
53. *Иванова В. С.* Разрушение металлов.— М. : Металлургия, 1979.— 166 с.
54. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Ковчик С. Е.* Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1977.— 277 с.
55. *Седов Л. И.* Методы подобия и размерностей в механике.— М. : Наука, 1981.— 444 с.
56. *Иванова В. С., Кунавин С. А.* Диаграмма $K_I$ — *n* циклической трещиностойкости алюминиевых сплавов // Изв. АН СССР. Сер. Металлы.— 1984.— № 4.— С. 148—153.
57. *Доровский В. М., Елесин Л. А., Тутнов А. А.* Образование и рост субмикроскопических трещин в нержавеющих аустенитных сталях после облучения нейтронами // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Атом. материаловедение.— 1984.— Вып. 1.— С. 20—23.

## К гл. 4

1. *Иванова В. С.* Усталостное разрушение металлов.— М. : Металлургиздат, 1963.— 258 с.
2. *Ярема С. Я.* Стадийность усталостного разрушения и ее следствия // Физ.-хим. механика материалов.— 1973.— № 6.— С. 66—72.
3. *Frost N. E., March K. J., Pook L. P.* Metal Fatigue.— Oxford : Clarendon press, 1974.— 500 p.

4. *Proceedings* of Crack Propagation Symposium.— Cranfield : College of Aeronautics, 1962.— 268 p.
5. *Ярема С. Я., Попович В. В.* Влияние структуры и концентрации напряжений на период зарождения усталостной трещины в стали 65Г // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 2.— С. 35—40.
6. *Rémy L.* Cyclic deformation and crack initiation processes // Fatigue 84. Proc. 2nd Int. Conf. Fatigue and Fatigue Thresholds. (Birmingham, UK, 3—7 Sept. 1984) / Ed. C. J. Beevers.— Warley (U. K.) : Eng. Mater. Advisory Services Ltd., 1984.— P. 31—41.
7. *Гуревич С. Е., Едидович Л. Д.* О скорости распространения трещины и пороговых значениях коэффициента интенсивности напряжений в процессе усталостного разрушения // Усталость и вязкость разрушения металлов.— М. : Наука, 1974.— С. 36—78.
8. *Kocańda S.* Zmęczeniowe pękanie metali.— Warszawa : Wydawnictwo naukowo-techniczne, 1985.— 496 s.
9. *Head A. K.* The growth of fatigue cracks // Phil. Mag.— 1953.— **44**, Ser. 7, N 356.— P. 925—938.
10. *McEvily A. J., Jr., Illg W.* The rate of fatigue crack propagation in two aluminum alloys // NACA Technical Note 4394.— 1958.— 326 p.
11. *Paris P. C., Gomez M. P., Anderson W. E.* A rational analitic theory of fatigue // Trend Eng. Univ. Wash.— 1961.— **13**, N 1.— P. 9—14.
12. *Wieghardt K.* Über das Spalten und Zerreiβen elastischer Körper. // Z. Math. und Phys.— 1907.— **55**, N 1—2.— S. 60—103.
13. *Paris P., Erdogan F.* A critical analysis of crack propagation laws // Trans. ASME. J. Basic. Eng.— 1963.— **85**, N 4.— P. 528—534.
14. *Paris P. C.* The fracture mechanics approach to fatigue // Fatigue.— An Interdisciplinary Approach. — Syracuse (N.Y.) : Syracuse Univ. Press, 1964.— P. 107—132.
15. *Дроздовский Б. А., Маркочев В. М., Фридман Я. Б.* Диаграммы разрушения твердых тел // Докл. АН СССР.— 1967.— **174**, № 4.— С. 807—810.
16. *Johnsohn H. H., Paris P. C.* Subcritical flow growth // Eng. Fract. Mech.— 1968.— **1**, N 1.— P. 3—45.
17. *Cheng-ti Chou, Chao-pu Kuo.* An analysis of the mixed-type stress field near a crack-tip region // Ibid.— 1982.— **16**, N 1.— P. 35—46.
18. *Rice J. R.* Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue // Fatigue crack propagation.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1967.— P. 247—309.— (ASTM; STP 415).
19. *Klesnil M., Lukáš P.* Fatigue of metallic materials.— Prague : Academia, 1980.— 240 p.
20. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 455 с.
21. *Трощенко В. Т.* Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении.— Киев : Наук. думка, 1981.— 342 с.
22. *Влияние* структуры стали 03Х13АГ19 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах / О. П. Осташ, С. Я. Ярема, К. А. Ющенко и др. // Физ.-хим. механика материалов.—1977.— № 6.— С. 56—61.
23. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Ковчик С. Е.* Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1977.— 280 с.
24. *Черепанов Г. П.* Механика хрупкого разрушения.— М. : Наука, 1974.— 640 с.
25. *Попович В. В., Ярема С. Я.* Макрофрактографическое исследование усталостного разрушения стали 65Г различных термообработок в

зависимости от уровня напряжений // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 1.— С. 70—74.
26. *Ратыч Л. В., Ярема С. Я.* Прочность хрупких образцов с кольцевыми концентраторами при кручении // Вопросы механики реального твердого тела.— Вып. 2.— Киев : Наук. думка, 1964.— С. 191—198.
27. *Ritchie R. O., McClintock F. A., Nayeb-Hashemi H.* Mode III fatigue crack propagation in low alloy steels // Met. Trans.— 1982.— **13A**, N 1.— P. 101—110.
28. *Степаненко В. А., Ярема С. Я., Осташ О. П.* Оценка площади и геометрических параметров микрорельефа усталостных изломов методом стереофрактографии // Физ.-хим. механика материалов.— 1987.— № 6.— С. 67—71.
29. *Lankford J.* The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminium // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1982.— **5**, N 2.— P. 233—248.
30. *Freudenthal A. M.* New aspects of fatigue fracture mechanics // Eng. Fract. Mech.— 1974.— **6**, N 4.— P. 775—793.
31. *Леонов М. Я., Витвицкий П. М., Ярема С. Я.* Теоретическое и экспериментальное исследование упругопластических деформаций при растяжении пластины со щелью // Теория пластин и оболочек. Тр. II Всесоюз. конф. (Львов, 15—21 сент. 1961 г.).— Киев : Изд-во АН УССР, 1962.— С. 196—199.
32. *Панасюк В. В.* Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.— Киев : Наук. думка, 1968.— 248 с.
33. *El-Haddad M. H., Smith K. N.* Fatigue crack propagation of short cracks // Trans. ASME. J. Eng. Mater. and Technol.— 1979.— **101**, N1.— P. 42—46.
34. *Starkey M. S., Skelton R. P.* A comparison of the strain intensity and cyclic J-approaches to crack growth // Fatigue Eng. Mater. and Struct.— 1982.— 5, N 4.— P. 329—341.
35. *Зверев Е. А., Коновалов В. В., Яблонский И. С.* Статическая трещиностойкость элемента конструкции с малой трещиной // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 5.— С. 37—39.
36. *Elber W.* The significance of fatigue crack closure // Damage tolerance in aircraft structures.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1971.— P. 230—242.— (ASTM; STP 486).
37. *Bowles C. Q.* A study of the crack tip geometry resulting from fatigue crack propagation in air and vacuum.— Delft.— 1978.— 48 p.— Delft univ. of technology. Departament of aerospace engineering. Report LR—261.
38. *Ritchie R. O.* Threshold for fatigue crack propagation: questions and anomalies // Advances in Fracture Research. Proc. 6th Int. Conf. Fract. (New Delhi, 4—10 Dec. 1984) — Oxford etc. : Pergamon press, 1984.— P. 235—260.
39. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 47.
40. *Budiansky B., Hutchinson J. W.* Analysis of closure in fatigue crack growth // Trans. ASME. J. Appl. Mech.— 1978.— **45**, N 2.— P. 267—276.
41. *Führing H., Seeger T.* Dugdale crack closure analysis of fatigue crack under constant amplitude loading // Eng. Fract. Mech.— 1979.— **11**, N 1.— P. 99—122.
42. *Ярема С. Я., Зинюк О. Д.* Экспериментальное моделирование закрытия усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1987.— № 4.— С. 57—62.
43. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Рост усталостной трещины в вакууме и газовых средах // Там же.— 1983.— № 4.— С. 37—46.

44. *Ярема С. Я.* Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения // Там же.— 1977.— № 4.— С. 3—22.
45. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б., Ратыч Л. В.* Зависимость скорости распространения усталостной трещины от степени разрежения воздуха // Там же.— 1973.— № 3.— С. 18—23.
46. *Панасюк В. В., Рытыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде // Докл. АН СССР.— 1983.— **269**, № 1.— С. 109—112.
47. *Исследование* развития усталостных трещин в магниевых сплавах / С. Я. Ярема, О. Д. Зинюк, О. П. Осташ и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 3.— С. 11—18.
48. *Lindley T. C., Richards C. E., Ritchie R. O.* Mechanics and mechanisms of fatigue crack growth in metals: a review // Met. and Metal Forming.— 1976.— **43**, N 9.— P. 269—280.
49. *Влияние* низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостных трещин в малоуглеродистой стали / А. Я. Красовский, О. П. Осташ, В. А. Степаненко, С. Я. Ярема // Пробл. прочности.— 1977.— № 4.— С. 74—78.
50. *Ярема С. Я., Попович В. В., Зима Ю. В.* Влияние структуры на сопротивление стали 65Г росту усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 1.— С. 16—30.
51. *Стандартизация* расчетов и испытаний на прочность.— Вып. 5: Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов / Под ред. О. Н. Романива.— М. : Изд-во стандартов, 1984.— 96 с.
52. *Развитие* усталостных трещин в листах из магниевого сплава МА2-1 / С. Я. Ярема, О. П. Осташ, О. Д. Зинюк, А. Н. Ващенко // Физ.-хим. механика материалов.— 1980.— № 1.— С. 64—69.
53. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Каплуненко В. Г.* Влияние размеров образцов на характеристики циклической трещиностойкости теплоустойчивых сталей. Сообщение 1 // Пробл. прочности.— 1986.— № 4.— С. 3—9. Сообщение 2.— 1986.— № 6.— С. 13—18.
54. *Бабей Ю. И., Полутранко И. Б., Зима М. Н.* Влияние комплексной защиты на циклическую трещиностойкость среднеуглеродистой стали в коррозионной среде // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 5.— С. 16—22.
55. *Ярема С. Я., Зинюк О. Д.* Циклическая трещиностойкость магниевых сплавов в вакууме, влажном и сухом воздухе // Там же.— 1986.— № 4.— С. 26—34.
56. *Кинетика* усталостного разрушения титанового сплава ВТ3-1/ Л. Р. Ботвина, С. Я. Ярема, В. В. Гречко, Л. В. Лимарь // Там же.— 1981.— № 6.— С. 39—45.
57. *Трощенко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В.* Прогнозирование влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения конструкционных сплавов // Пробл. прочности.— 1985.— № 11.— С. 30—35.
58. *Распространение* усталостных трещин в стали, склонной к деформационному двойникованию / А. Н. Ткач, О. Н. Романив, В. Н. Симинькович и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 2.— С. 67—73.
59. *Гринберг Н. М.* Шаг усталостных бороздок и скорость роста трещин // Пробл. прочности.— 1985.— № 2.— С. 55—62.
60. *Романив О. Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ. -хим. механика материалов..— 1986.— № 1.— С. 106—116.
61. *Miller M. S., Gallagher J. P.* An analysis of several fatigue crack growth

rate description // Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1981.— P. 205—251.— (ASTM; STP 738).
62. *The slow* fatigue crack growth and threshold behaviour of a medium carbon alloy steel in air and vacuum / R. J. Cooke, P. E. Irwing, G. S. Booth, C. J. Beevers // Eng. Fract. Mech.— 1975.— 7, N 1.— P. 69—77.
63. *Vosikovsky O.* Fatigue-crack growth in X-65 line-pipe steel at low cyclic frequencies in aqueous environments // Trans. ASME. J. Eng. Mater. and Technol.— 1975.— 97, N 4.— P. 298—304.
64. *Paris P. C., Bucci R. J., Wessel E. T.* Extensive study of low fatigue crack growth rates in A533 and A508 steels // Stress Analysis and Growth of Cracks. Pt. 1.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1972.— P. 141—176.— (ASTM; STP 513).
65. *Powell B. F., Duggan T. V., Jeal R.* The influence of minor cycles on low cycles fatigue crack propagation // Int. J. Fatigue.— 1982.— 4, N 1.— P. 3—14.
66. *Wei R. P.* Some aspects of environment-enhanced fatigue-crack growth // Eng. Fract. Mech.— 1970.— 1, N 4.— P. 633—651.
67. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Влияние влажности воздуха на скорость роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 19—26.
68. *Von Euw E. F. J., Herzberg R. W., Roberts R.* Delay effects in fatigue crack propagation // Stress Analysis and Growth of Cracks. Pt. 1.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1972.— P. 230—259.— (ASTM: STP 513).
69. *Когаев В. П., Лебединский С. Г.* Развитие усталостных трещин в области перегрузки // Пробл. прочности.— 1985.— № 11.— С. 35—41.
70. *Когаев В. П., Махутов Н. А., Гусенков А. П.* Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность.— М. : Машиностроение, 1985.— 224 с.
71. *Freudenthal A. M.* Fatigue and fracture mechanics // Eng. Fract. Mech.— 1973.— 5, N 2.— P. 403—414.
72. *Clark W. G., Jr., Hudak S. J., Jr.* Variability in fatigue crack growth rate testing // J. Test. and Eval.— 1975.— N 6.— P. 454—476.
73. *Оценка* методики определения характеристик циклической трещиностойкости по результатам межлабораторных испытаний / В. А. Волков, В. Ф. Берзов, В. М. Маркочев и др. // Завод. лаб.— 1984.— № 6.— С. 70—74.
74. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* Влияние напряженного состояния у вершины усталостной трещины на ее рост и закрытие в припороговой области // Физ.- хим. механика материалов.— 1985.— № 4.— С. 44—50.
75. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* О возможном нарушении инвариантности кинетических диаграмм усталостного разрушения, вызываемом явлением закрытия трещины // Там же.— 1984.— № 6.— С. 62—70.
76. *Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* Влияние частоты, асимметрии нагружения и структуры стали 10ТН2МФА на закрытие и рост трещин вблизи порога $\Delta K_{th}$ // Там же.— 1986.— № 4.— С. 60—67.
77. *Влияние* закрытия трещины и асимметрии цикла нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения при нормальной и низкой температурах / О. П. Осташ, В. Т. Жмур-Клименко, Е. М. Костык, А. Б. Куновский // Там же.— 1987.— № 3.— С. 58—63.
78. *Рост* усталостных трещин в конструкционных сталях при повышенных температурах / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Ю. Н. Ленец, А. А. Попов // Там же.— 1986.— № 2.— С. 43—50.

79. *Злочевский А. Б., Шувалов А. Н.* Факторы, тормозящие рост усталостных трещин после перегрузок // Там же.— 1985.— № 2.— С. 41—46.
80. *Проблемы* разрушения крупных стальных сосудов давления / Б. Эмондсон, К. Формби, Р. Юркевич, М. Стэгг // Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению.— М. : Мир, 1972.— С. 256—271.
81. *Dowling N. E.* Geometry effects and the J-integral approroach to elastic — plastic fatigue crack growth // Cracks and Fracture, Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1976.— P. 19—32.— (ASTM; STP 601).
82. *Tobler R. L.* Fatigue crack growth and J-integral fracture parameters of Ti — 6 Al — 4V at ambient and cryogenic temperatures // Ibid.— P. 346—370.
83. *Серенсен С. В., Махутов Н. А.* Условия инициирования и распространения трещин малоциклового разрушения в зонах концентрации напряжений // Механика деформируемых тел и конструкций.— М. : Машиностроение, 1975.— С. 443—448.
84. *Ярема С. Я.* О методах определения скорости роста трещины в испытаниях материалов на циклическую трещиностойкость // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 5.— С. 45—51.
85. *Wei R. P., Wei W., Miller G. A.* Effect of measurement precision and data processing procedures on variability in fatigue crack growth rate data // J. Test. and Eval.— 1979.— N 2.— P. 90—95.
86. *Virkler D. A., Hillbзrry B. M., Goel P. K.* The statistical nature of fatigue crack propagation // Trans. ASME. J. Eng. Mater. and Technol.— 1979.— **101**, N 2.— P. 148—153.
87. *Erdogan F., Ratwani M.* Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack // Int. J. Fract. Mech.—1970.—**6**, N 4.— P. 379—390.
88. *McEvily A. J.* Phenomenological and microstructural aspects of fatigue // Microstructure and design of alloys.— London : Metals Society, 1974.— P. 204—225.
89. *Wnuk M. P.* Prior-to-faillure extension of flaws under monotonic and pulsating loadings // Eng. Fract. Mech.— 1973.— **5**, N 2.— P. 379—396.
90. *Collipriest J. E.* An experimentalist's view on the surface flaw problem // The Surface Crack. Physical Problems and Computational Solutions.— S. L.: ASME, 1972.— P. 43—62.
91. *Davies K. B., Feddersen C. E.* Development and application of a fatigue-crack-propagation model based on the inverse hyperbolic tangent function // AIAA / ASME / SAE 15th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference (17—19 Apr. 1974).— Las Vegas (Nev.), 1974.— 7 p.— (AIAA; Paper N 74—368).
92. *Chu H. P.* Fatigue crack propagation in a 5456-H117 aluminium alloy in air and sea water // Trans. ASME. J. Basic Eng.— 1974.— **96**, N 4.— P. 261—267.
93. *Ярема С. Я., Микитишин С. И.* Аналитическое описание диаграммы усталостного разрушения материалов // Физ.-хим. механика материалов.— 1975.— № 6.— С. 47—54.
94. *Branco C. M., Radon J. C., Culver L. E.* An analysis of the influence of mean stress intensity and environment on fatigue crack growth in a new high strength aluminium alloy // J. Test. and Eval.— 1975.— **3**, N 6.— P. 407—413.
95. *Андрейкив А. Е.* Расчетная модель для определения периода зарождения усталостной макротрещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 6.— С. 27—31.
96. *Dover W. D.* Fatigue crack growth in offshore structures // J. Soc. Environ. Eng.— 1976.— **15**, N 1.— P. 3—9.

97. *Bowie G. E., Hoeppner D. W.* Numerical modeling of fatigue and crack propagation test results // Proc. Conf. Computer Simulation for Materials Applications.— Gathersburg (Md) : National Bureau of Standards, 1976.
98. *Annis C. G., Jr., Wallace R. M., Sins D. L.* A interpolative model for a elevated temperature fatigue crack propagation // S. l., 1976.— (Wright-Petterson AFB; AFML-TR-76-176).
99. *Duggan T. V.* A theory for fatigue crack propagation // Eng. Fract. Mech.— 1977.— 9, N 3.— P. 735—747.
100. *Saxena A., Hudak S. J., Jr., Jouris G. M.* A three component model for representing wide range fatigue crack growth data // Ibid.— 1979.— 12, N 1.— P. 103—115.
101. *Ромвари П., Том Л.* К вопросу о повреждаемости при распространении усталостных трещин // Механическая усталость металлов.— Киев : Наук. думка, 1981.— С. 64—65.
102. *Похмурский В. И., Гнып И. П., Микитишин С. И.* К вопросу аналитического описания кинетических диаграмм усталостного разрушения // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 5.— С. 100—102.
103. *McEvily A. J.* Current aspects of fatigue // Metal Sci.— 1977.— 11, N 8—9.— P. 274—284.
104. *Forman R. G., Kearney V. E., Engle R. M.* Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures // Trans. ASME. J. Basic. Eng.— 1967.— 89, N 3.— P. 459—464.
105. *Ярема С. Я., Мельничок Л. С.* Исследование математических моделей роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 4.— С. 55—61.
106. *РД 50-345—82.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении.— Введ. 01.01.83.— М. : Изд-во стандартов, 1983.— 96 с.
107. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е.* Определение долговечности квазихрупких тел с трещинами при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1975.— № 5.— С. 35—40.
108. *Ярема С. Я.* Некоторые вопросы методики испытаний материалов на циклическую трещиностойкость // Там же.— 1978.— № 4.— С. 68—77.
109. *Kitagawa H.* Application of fracture mechanics to fatigue crack growth // J. Jap. Soc. Mech. Eng.— 1972.— 75, N 642.— P. 1068—1080.
110. *Niccolls E. H.* A correlation for fatigue crack growth rate // Scr. met.— 1976.— 10, N 4.— P. 295—298.
111. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Париса и характеристиках циклической трещиностойкости материалов // Пробл. прочности.— 1981.— № 9.— С. 20—28.
112. *Романив О. Н., Гладкий Я. Н., Зима Ю. В.* Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 3—15.
113. *Baïlon J. P., Masounave J., Bathias C.* On the relationship between the parameters of Paris' law for fatigue crack growth in aluminium alloys // Scr. met.— 1977.— 11, N 12.— P. 1101—1106.
114. *Krafft J. M.* On prediction of fatigue crack propagation rate from fracture toughness and plastic flow properties // ASM Tras. Quart.— 1965.— 58, N 4.— P. 691—698.
115. *Ромвари П., Том Л., Надь Д.* Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах // Пробл. прочности.— 1980.— № 12.— С. 18—28.

116. *О показателе n* в уравнении для среднего участка диаграммы усталостного разрушения / Г. С. Нешпор, В. Г. Кудряшов, А. А. Армягов, Г. Д. Кудрявцева // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 5.— С. 75—79.
117. *Étude*, par la mécanique de la rupture, de la ténacité, de la fissuration en fatigue et de la fissuration en corrosion sous contrainte d'aciers à très haute rèsistance / A. Baus, J. C. Charbonnier, H.-P. Lieurade et al. // Circ. inform. tech. Centre doc. sider.— 1976.— 33, N 3.— P. 1703—1774.
118. *Taylor D.* A compendium of fatigue thresholds and growth rates.— Warley (U. K.) : Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1985.— 380 p.
119. *Tschegg E.*, *Stanzl S.* Fatigue crack propagation and threshold in b. c. c. and f. c. c. metals at 77 and 293 K // Acta met.— 1981.— **29**, N 1.— P. 33—40.
120. *Stanzl S.*, *Tschegg E.* Influence of environment on fatigue crack growth in the threshold region // Ibid.— P. 21—32.
121. *Ward-Close M.*, *Beevers C. J.* The influence of grain orientation on the mode and rate of fatigue crack growth in alpha-titanium// Met. Trans.— 1980.— **11 A**, N 6.— P. 1007—1017.
122. *Klesnil M.*, *Lukáš P.* Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks // Eng. Fract. Mech.— 1972.—**4**, N 1.— P. 77—92.
123. *Pook L. P.* Fatigue crack growth data for various materials deduced from the fatigue lives of precracked plates // Stress Analysis and Growth of Cracks.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1972.— P. 106—124.— (ASTM; STP 513).
124. *Иванова В. С.*, *Кудряшов В. Г.* Метод определения вязкости разрушения $K_{Ic}$ по данным испытания образцов на усталость // Пробл. прочности.— 1978.— № 3.— С. 17—19.
125. *Miller G. A.* The dependence of fatigue crack growth rate on the stress intensity factor and the mechanical properties of some high-strength steels // ASM Trans. Quart.— 1968.— **61**, N 3.— P. 442—448.
126. *Ярема С. Я.*, *Хариш Е. Л.* Зависимость длительности периода развития трещины при повторно-ударном нагружении от температуры испытаний // Пробл. прочности.— 1970.— № 8.— С. 28—32.
127. *Ярема С. Я.*, *Осташ О. П.* О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 5.— С. 112—114.
128. *Трощенко В. Т.*, *Прокопенко А. В.*, *Покровский В. В.* Исследование характеристик вязкости разрушения металлов при циклическом нагружении // Пробл. прочности.— 1978.— Сообщение 1.— № 2.— С. 8—15. Сообщение 2.— № 3.— С. 3—8.
129. *Трощенко В. Т.*, *Покровский В. В.* Влияние цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей // Там же.— 1980. Сообщение 2.— № 12.— С. 14—17.
130. *Forsyth P. J. E.* Causes of mixed fatigue-tensile crack growth and significance of microscopic crack behavior // Metals Technol.— 1978.— **5**, N 8.— P. 351—357.
131. *Трощенко В. Т.*, *Покровский В. В.* Вязкость разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении // Пробл. прочности.— 1983.— № 6.— С. 3—9.
132. *Попович В. В.* О закономерностях развития усталостной трещины в области высоких скоростей // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 4.— С. 94—97.
133. *Кудряшов В. Г.* Циклическая вязкость разрушения алюминиевых сплавов $K_{Ifc}$ // Там же.— 1983,— № 3.— С, 43—46.

134. *Ярема С. Я.* О закономерностях и математических моделях развития усталостных трещин // Механическая усталость материалов.— Киев : Наук. думка, 1983.— С. 214—224.
135. *Ярема С Я., Мельничок Л. С., Попов Б. А.* Аналитическое описание диаграмм усталостного разрушения по участкам // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 6.— С. 56—58.
136. *Ярема С. Я., Мельничок Л. С., Попов Б. А.* Вероятностные аспекты роста усталостных трещин и его аналитическое описание.— Львов, 1986.— 56 с. (Препринт / АН УССР. Физ-мех. ин-т; № 109).

## К гл. 5

1. *РД 50-345—82.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении.— Введ. 01.01.83.— М. : Изд-во стандартов.— 1983.— 95 с.
2. *ОСТ 1 90268—78.* Металлы. Метод определения скорости роста усталостной трещины.— Введ. 01.01.79.
3. *ASTM* Standard E 647—83. Standard test method for constant-load-amplitude fatigue crack growth rates above $10^{-8}$ m/cycle // Annual Book of ASTM Standards.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater, 1983.— Vol. 03.01.— P. 739—759.
4. *Proposed* ASTM test method for measurement of fatigue crack growth rates // Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis.— Philadelphia (Pa): Amer. Soc. Test. Mater., 1981.— P. 340—356.— (ASTM; STP 738).
5. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Ковчик С. Е.* Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1977.— 277 с.
6. *Ярема С. Я.* Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения // Физ.-хим. механика материалов.— 1977.— № 4.— С. 3—22.
7. *Ярема С. Я., Панасюк В. В., Попович В. В.* Метод испытания металлов на циклическую трещиностойкость.— Львов, 1978.— 56 с.— (Препринт / АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 9).
8. *Ярема С. Я.* Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 4.— С. 100—110.
9. *Методы* и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1981.— 314 с.
10. *Fatigue* Crack Growth Measurement and Data Analysis.— Philadelphia (Pa): Amer. Soc. Test. Mater., 1981.— 370 p. (ASTM; STP 738).
11. *ГОСТ 25.506—85.* Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении.— Введ. 01.01.86.
12. *ASTM* Standard E 616—82. Standard terminology relating to fracture testing // Annual Book of ASTM Standards.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1983.— Vol. 03.01.— P. 699—712.
13. *ASTM* Standard E 399—83. Standard test method for plain-strain fracture toughness of metallic materials // Ibid.— P. 547—582.
14. *Ярема С. Я., Иванович М. В., Мельничок Л. С.* Простые формулы для расчета коэффициентов интенсивности напряжений в стандартных образцах // Физ.-хим. механика материалов.—1985.—№ 1.—С. 52—55.
15. *Применение* лазерного облучения для облегчения образования трещин

в пластинах / С. Я. Ярема, М. И. Мойса, З. М. Манюк и др. // Там же.— 1974.— № 2.— С. 54—56.
16. *Ярема С. Я., Хариш Е. Л.* Создание кольцевой трещины ударно-усталостным изгибом // Там же.— 1968.— № 6.— С. 741—742.
17. *РД 50-260—81.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении.— Введ. 01.07.82.— М. : Изд-во стандартов.— 1982.— 56 с.
18. *Прикладные* вопросы вязкости разрушения.— М. : Мир, 1968.— 552 с.
19. *Melin S.* Why do cracks avoid each other? // Int. J. Fract.— 1983.— 23, N 1.— P. 37—45.
20. *РД 50-344—82.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при динамическом нагружении.— Введ. 01.01.83.— М. : Изд-во стандартов.— 1983.— 52 с.
21. *Part-Trough* Crack Fatigue Life Prediction.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1979.— 226 p.— (ASTM; STP 687).
22. *Newman J. C., Raju I. S.* An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack Eng. Fract. Mech. — 1981. — **15**, N 1 — 2.— P. 185—192.
23. Проект британского стандарта для испытания на вязкость разрушения при плоской деформации / У. Браун, Дж. Сроули. Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации.— М. : Мир, 1972.— С. 154—172.
24. *Ярема С. Я.* Напряженное состояние дисков с трещинами, рекомендуемых в качестве образцов для исследования сопротивления материалов развитию трещины // Физ.- хим. механика материалов.— 1975.— № 4.— С. 25—39.
25. *МР 232—87.* Методические рекомендации. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) сверхтвердых материалов, твердых сплавов, инструментальных и конструкционных керамик при статическом нагружении.— Введ. 01.01.84.— М. : Госстандарт СССР ВНИИНМАШ, 1987.— 32 с.
26. *Новиков Н. В., Майстренко А. Л.* Трещиностойкость кристаллических и композиционных сверхтвердых материалов // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 4.— С. 46—53.
27. *Трощенко В. Т., Покровский В В., Прокопенко А. В.* К вопросу об определении вязкости разрушения по результатам испытаний на усталость при круговом изгибе // Пробл. прочности.— 1976.— № 1.— С. 3—8.
28. *Маркочев В. М., Краев А. Т.* Методика исследования роста усталостных трещин при постоянном значении размаха коэффициента интенсивности напряжений // Завод. лаб.— 1976.— № 4.— С. 469—473.
29. *Srawley J. E., Gross B.* Stress intensity factors for crackine loaded edge-crack specimens // Mater. Res. and Stand.— 1967.— 7, N 4.— P. 155—162.
30. *Mostovoy S., Crosley B. P., Ripling E. J.* Use of crackine loaded specimens for measuring plane strain fracture toughness // J. Mater.— 1967.— 2, N 3.— P. 661—681.
31. *Lukáš P., Klesnil M.* Transient effects in fatigue crack propagation // Eng. Fract. Mech.— 1976.— 8, N 4.— P. 621—629.
32. *Ярема С. Я.* О напряжениях около вершины трещины, приближающейся к поверхности тела // Физ.-хим. механика материалов.— 1975.— № 5.— С. 48—52.

33. *Ярема С. Я.* О стабилизации напряжений около вершины растущей трещины (вопросы методики исследования замедленного разрушения) // Пробл. прочности.— 1975.— № 8.— С. 15—18.
34. *Axial* alignment fixtures for tension tests of threaded specimens / M. H. Jones, R. T. Bubsey, G. Succop, W. F. Brown, Jr. // J. Test. and Eval.— 1974.— 2, N 5.— P. 378—386.
35. *ASTM* Standard E 602-81. Sharp-notch tension testing with cylindrical specimens // Annual Book of ASTM Standards.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1983.— Vol. 03—01.
36. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Влияние влажности воздуха на скорость роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 19—26.
37. *Ярема С. Я., Осташ О. П.* Исследования развития усталостных трещин при низких температурах // Там же.— 1975.— № 2.— С. 48—52.
38. *Маркочев В. М.* Экспериментальные методы исследования процессов разрушения.— М. : Изд. МИФИ, 1982.— 94 с.
39. *The measurement* of crack length and shape during fracture and fatigue // Ed. C. J. Beevers.— Warley (U. K.): Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1982.— 466 p.
40. *Advances* in crack length measurement / Ed. C. J. Beevers.— Warley (U. K.): Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1983.— 500 p.
41. *Measurement* and fatigue / Ed. J. M. Tunna.— Warley (U. K.): Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1986.— 500 p.
42. *Микляев П. Г., Нешпор Г. С., Кудряшов В. Г.* Кинетика разрушения.— М. : Металлургия, 1979.— 248 с.
43. *Браун У., Сроули Дж.* Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации.— М. : Мир, 1972.— 248 с.
44. *Школьник Л. М.* Скорость роста трещины и живучесть металла.— М. : Металлургия, 1973.— 216 с.
45. *Sunder R.* Automated batch processing of fatigue crack propagation tests // Advances in Fracture Research. Proc. 6th Int. Conf. Fract. (New Delhi, 4—10 Dec. 1984).— Oxford etc : Pergamon press, 1984.— 5.— P. 3211—3220.
46. *Шанявский А. А.* Создание маркирующих признаков на поверхности усталостного излома // Физ.-хим. механика материалов. — 1986.— № 4.— С. 67—72.
47. *РД 50-398—83.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний. Планирование механических испытаний и статистическая обработка результатов.— Введ. 01.01.84.— М. : Изд-во стандартов, 1984. — 200 с.
48. *Taylor D.* A compendium of fatigue threshold and growth rates.— Warley (U. K.): Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1985.— 380 p.
49. *Computer-controlled* decreasing stress intensity technique for low rate fatigue crack growth testing / A. Saxena, S. J. Hudak, Jr., J. K. Donald, D. W. Schmidt // J. Test. and Eval.— 1978.— 6, N 1.— P. 167—174.
50. *Fatigue* thresholds. Proc. Int. Symp. (Stockholm, 1—3 June 1981). / Ed. J. Bäcklund, A. F. Blom, C. J. Beevers.— Warley (U. K.) : Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1982.— 1174 p.
51. *Baïlon J. P., Chappuis C., Masounave J.* A rapid experimental method for measuring the threshold stress intensity factor // Fatigue thresholds. Proc. Int. Symp. (Stockholm, 1—3 June, 1981).—Warley (U. K.) : Eng. Mater. Advisory Services Ltd, 1982.— P. 77.
52. *Deans W. F., Richards C. E.* A simple and sensitive method of monitoring crack and load in compact fracture mechanics specimens using strain gages // J. Test. and Eval.— 1979.— 7, N 3.— P. 147—154.

53. *Ярема С. Я.* О методах определения скорости роста трещины в испытаниях материалов на циклическую трещиностойкость // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 5.— С. 45—51.
54. *Ярема С. Я., Мельничок Л. С., Попов Б. А.* Вероятностные аспекты роста усталостных трещин и его аналитическое описание. Львов, 1986.— 56 с. (Препринт / АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 109).
55. *Разрушение* и устойчивость тонких тел с трещинами / А. Н. Гузь, М. Ш. Дышель, Г. Г. Кулиев, О. Б. Милованова.— Киев : Наук. думка, 1981.— 184 с.
56. *Bucci R. J.* Development of a proposed ASTM standard test method for near-threshold fatigue crack growth rate measurement // Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis.— Philadelphia (Pa) : Amer. Soc. Test. Mater., 1981.— P. 5—28.— (ASTM; STP 738).
57. *Сердюк В. А.* Исследования скорости роста усталостных трещин в магниевых сплавах при комнатной и низкой температурах // Пробл. прочности.— 1980.— № 11.— С. 18—23.
58. *Ярема С. Я., Попович В. В.* О замедлении роста усталостной трещины после термообработки и при понижении нагрузки // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 6.— С. 23—27.

## К гл. 6

1. *Ritchie R. O.* Near-threshold fatigue crack propagation in steels / Int. Met. Revs.— 1979.— N 5—6.— P. 205—230.
2. *Sasaki E., Ohta A., Kosuge M.* Fatigue crack propagation rate and stress intensity threshold level of several structural materials at varying stress ratios (—1∼0.8) // Trans. Nat. Res. Inst. Metals.— 1977.— 19, N 4.— P. 183—199.
3. *Liaw P. K., Leax T. R., Longsdon W. A.* Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals // Acta met.— 1983.— 31, N 10.— P. 1581—1587.
4. *Klesnil M., Lucáš P.* Fatique of Metallic Materials.— Prague : Academia, 1980.— 239 p.
5. *Nakai Y., Tanaka K., Kawashima R.* Stress-ratio effect on fatigue crack growth threshold in steels // J. Soc. Mater Sci. Jap.— 1984. — 33, N 371.— P. 1045—1051.
6. *Vosikovski O.* The effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in steels // Eng. Fract. Mech., 1979.— 11, N 3.— P. 595—602.
7. *Stewart A. T.* The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near-threshold stress intensities in low-alloy steels // Eng. Fract. Mech.— 1970.— 13, N 3.— P. 462—478.
8. *Robin C., Louagh M., Pluvinage G.* Influence of an overload on the fatigue crack growth in steels // Fatigue of Eng. Mater. and Struct.— 1983.— 6, N 1.— P. 1—13.
9. *Gan D., Weertman J.* Fatigue crack closure after overload // Eng. Fract. Mech.— 1983.— 18, N 1.— P. 155—160.
10. *Ruppen J. A., McEvily A. J.* Crack retardation and closure effects in a titanium alloys // Titanium 80.— Warley (U. K.) : Eng. Mater. Advisory Services Ltd., 1980.— P. 733—747.
11. *Drew M., Thompson K. P. L., Keys H. H.* The effect of overloads on fatigue crack propagation of offshore structural steels // Proc. 6 th Int. Conf., Melbourn, 16—20 Aug, 1982.— Oxford (U. K.) : Pergamon press, 1982.— P. 867—872.
12. *Ketz I., Bussoba A., Mathias H.* The influence of austenite stability on fatigue crack growth retardation // Mater. Eng. and Design Fatigue.— 1981.— P. 147—158.

13. *Laiken E., Ritchie R. O.* On the role of compression overloads in influencing crack closure and the threshold condition for fatigue crack growth in 7150 aluminium alloys // Eng. Fract. Mech.— 1985.— **22**, N 1.— P. 35—48.
14. *Fleck N. A.* Fatigue crack growth due to periodic underloads and overloads // Acta met.— 1985.— **33**, N 7.— P. 1339—1357.
15. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В.* Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении.— Киев : Наук. думка, 1987.— С. 256.
16. *Adetifa O. A., Gowda C. V. B., Topper T. H.* A Model for Fatigue Crack Growth Delay Under Two-Level Block Loads // Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press, 1976.— P. 142—156.— (ASTM; STP 595).
17. *Usami S., Kitagawa H.* Effects of preloading, unloading and stress ratio on the fatigue crack thresholds of maraging steels//«Fatigue'81», G. B.— 1981.— P. 348—352.
18. *Robin C., Chechimi C., Pluvinage G.* Influence of overloads on the subsequent crack growth of a fatigue crack in a E36 Steel // Proc. 6th Int. Conf., Melbourne, 16—20 Aug. 1982 г.— Oxford (U. K.): Pergamon press, 1982.— Vol. 2.— P. 919—925.
19. *Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* Влияние частоты, асимметрии нагружения и структуры стали 10ГН2МФА на закрытие и рост трещин вблизи порога $\Delta K_{th}$ // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— **22**, № 4.— С. 60—67.
20. *Bignonnet A., Dias A., Lienrade H. D.* Influence of crack closure on fatigue crack propagation // Adv. Fract. Research.— Oxford (U. K.): Pergamon press, 1984.— P. 1861—1869.
21. *Циклические* деформации и усталость металлов. Т. 2. Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов // Под ред. Трощенко В. Т.— Киев : Наук. думка, 1985.— 223 с.
22. *Yokobori T., Sato K.* The effects of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024-T3 aluminium alloy and SM-50 steel // Eng. Fract. Mech.— 1976.— **8**, N 1.— P. 81—88.
23. *Moody N. R., Gerberich W. W.* Influence of frequency and microstructure on fatigue crack growth in Ti—6Al—6V—2Sn // Metal Sci.— 1980.— **14**, N 3.— P. 95—100.
24. *Barsom J. M.* Effect of cyclic stress form on corrosion fatigue crack propagation below $K_{Iscc}$ in a high yield strength steel // Corrosion Fatigue.— 1972.— NACE-2.— P. 424—436.
25. *Зинюк О. Д.* Влияние частоты нагружения на развитие усталостных трещин.— Физ.-мех. ин-т АН УССР.— Львов, 1980.— С. 67.— Деп. в ВИНИТИ 15.10.80, № 4423—80.
26. *Noack H.-G., Seifert K.* Frequency effect of crack propagation // Proc. Int. Conf. Anal. and Exp. Fracture Mech., Rome, 23—27 June 1980.— Rickville (Md.) : Alphen aan den Rijn.— 1981.— P. 365—374.
27. *Kwun S. I., Fine M. E.* Dependence of cyclic plastic work on $\Delta K$ in fatigue crack propagation in MA87 AlP/M alloy // Scr. met.— 1980.— **14**.— P. 155—158.
28. *Liaw P. K.* A note on the effects of strain rate (frequency) on the measurements of plastic work to grow a fatigue crack // Eng. Fract. Mech.— 1986.— **24**, N 5.— P. 753—758.
29. *Loos P., Brotzen F.* Crack-tip heating in steel during cyclic loading // Scr. met.— 1983.— **17**, N 3.— P. 389—392.
30. *Bradshow F. J., Wheeler C.* The influence of gaseous environment and fatigue frequency on the growth of fatigue cracks in some aluminium alloys // Int. J. Fract. Mech.— 1969.— **5**, N 4.— P. 255—268.

31. *Schmidtmann E., Wirths D.* Eienflub der Prüffrequenz auf das Ribfortschrittsverhalten des hochfesten Stahles 35 NiCrMo 145 unterzugschwell-Beanspruchungs in unterschiedlichen Prubmedien // Acch. Eisenhuttenwex.— 1978.— **49**, N 10.— S. 487—489.
32. *Suresh S., Palmer J. G., Lewis R. E.* The effect of environment on fatigue crack growth behavior of 2021 aluminium alloy // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1982.— **5**, N 2.— P. 133—150.
33. *Clark W. G., Trout H. E.* Influence of temperature and section size on fatigue crack growth behaviour in Ni—Mo—V alloy steel // Eng. Fract. Mech.— 1970.— **2**, N 2.— P. 107—123.
34. *Трощенко В. Т., Покровский В. В.* Исследование закономерностей усталостного и хрупкого разрушения стали 15Г2АФДпс при низких температурах // Пробл. прочности.— 1973.— № 3.— С. 11—17.
35. *Anctil A. A., Kula E. B.* Effect of tempering temperature on fatigue crack propagation in 4340 steel // Effect of Environment and Complex Load Hystory on Fatigue Life.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press, 1970.— P. 297—317.— (ASTM; STP 462).
36. *Wei R. P., Ritter D. L.* The influence of temperature on fatigue crack growth in a mild annealed Ti—6Al—4V alloy // J. Mater.— 1972.— **7**, N 2.— P. 240—250.
37. *Осташ О. П.* Исследование кинетики низкотемпературного усталостного разрушения конструкционных сталей и алюминиевых сплавов : Автореф. дис. ... канд. тех. наук.— Львов, 1978.— 21 с.
38. *Развитие* усталостного разрушения в листовой малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С. Я. Ярема, А. Я. Красовский, О. П. Осташ, В. А. Степаненко // Пробл. прочности.— 1977.— № 3.— С. 21—26.
39. *Влияние* низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в малоуглеродистой стали // Там же.— № 4.— С. 74—78.
40. *Кинетика* и механизм роста усталостной трещины в железе / О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. Н. Ткач и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 2.— С. 57—66.
41. *Stephens R. I., Lee S. G., Lee H. W.* Threshold and nearthreshold fatigue crack growth of five cast steels at room temperatures and — 45 °C // Trans. ASME : J. Eng. Mater. and Technol.— 1985.— **107**, N 2.— P. 166—171.
42. *Fracture* toughness and fatigue crack propagation in highstrength steels from room temperature to —180 °C / T. Kawasaki, S. Nakanishi, J. Sawaki et al.// Eng. Fract. Mech.— 1975.— **7**, N 3.— P. 465—472.
43. *Влияние* цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей. Сообщение 1 / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, Е. С. Скоренко и др.// Пробл. прочности.— 1980.— № 11.— С. 3—10.
44. *Lucas P., Gerberich W. W.* Low temperature and grain-size effects on threshold and fatigue crack propagation in a high strength low alloy steel // Mater. Sci. and Eng.— 1981.— **51**, N 2.— P. 203—212.
45. *Wolfe R. J., Vanderveldt H. H. J., Henn A. E.* Some considerations of fracture mechanics applications in ships design, construction and operation // Eng. Fract. Mech.— 1975.— **7**, N 3.— P. 565—581.
46. *Осташ О. П., Ярема С. Я., Степаненко В. А.* Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостных трещин в алюминиевых сплавах // Физ.-хим. механика материалов.— 1977.— № 3.— С. 26—30.
47. *Осташ О. П.* Влияние микроструктуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах // Там же,— 1978,— № 2,— С, 38—42.

48. *Влияние* структуры стали 03Х13АГ19 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах / О. П. Осташ, С. Я. Ярема, К. А. Ющенко и др. // Там же.— 1977.— № 6.— С. 56—61.
49. *Осташ О. П., Жмур-Клименко В. Т., Строк Л. П.* Влияние мартенсита деформации на низкотемпературную циклическую трещиностойкость сварного соединения стали 03Х13АГ19 // Там же.— 1983.— № 2.— С. 49—55.
50. *Влияние* низкой температуры на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостных трещин в стали 07Х13Г20АН4 / О. П. Осташ, В. Т. Жмур-Клименко, К. А. Ющенко и др. // Там же.— 1981.— № 2.— С. 112—114.
51. *Осташ О. П., Жмур-Клименко В. Т.* Влияние структуры и фазового состава на низкотемпературную циклическую трещиностойкость сварных соединений метастабильных аустенитных сталей // Там же.— 1985.— № 1.— С. 47—51.
52. *Сердюк В. А.* Исследование скорости роста усталостных трещин в магниевых сплавах при комнатной и низкой температурах // Пробл. прочности.— 1980.— № 11.— С. 18—23.
53. *Yu W., Esaklul K., Gerberich W. W.* Fatigue threshold studies in Fe—Si and HSLA steel. Part II. Thermally activated behavior of the effective stress intensity at threshold // Met. Trans.—1984.— **15A**,N 5.— P. 889—900.
54. *Yokobori T.* A kinetic theory of fatigue crack propagation // Reps Research Inst., Strength and Fract. Mater., Tohoku Univ.— 1969.— **5**, N 1.— P. 19—24.
55. *Об* изменении скорости роста усталостных трещин в листах из сплавов Д16А и В95А при понижении температуры / С. Я. Ярема, О. П. Осташ, В. М. Белецкий и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1977.— № 2.— С. 5—10.
56. *Ярема С. Я., Осташ О. П.* О применении кинетического уравнения для описания температурной зависимости скорости роста усталостной трещины / Там же.— 1976.— № 5.— С. 48—51.
57. *Moody N. R., Gerberich W. W.* Fatigue crack propagation and two iron binary alloys at low temperatures // Mater. Sci. and Eng.— 1979.— **41**, N 2.— P. 271—280.
58. *Liaw P. K., Fine M. E.* Fatigue crack propagation in 99.99 and 1100 aluminium at 298 and 77 K // Met. Trans.— 1981.— **12A**, N 11.— P. 1927—1937.
59. *Осташ О. П., Жмур-Клименко В. Т.* Низкотемпературные кинетические диаграммы усталостного разрушения металлов и их сварных соединений // Материалы VIII Всесоюз. конф. по усталости металлов.— М. : Ин-т металлургии АН СССР, 1982.— С. 81—83.
60. *Жмур-Клименко В. Т.* Низкотемпературная циклическая трещиностойкость сварных соединений хромомарганцевых сталей.— Автореф. дис. ... канд. техн. наук.— Львов, 1985.— 27 с.
61. *Романив О. Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 1.— С. 106—116.
62. *Ярема С. Я., Осташ О. П.* О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Там же.— 1978.— № 5.— С. 112—114.
63. *Осташ О. П., Ярема С. Я.* Влияние структуры и механических свойств листовых конструкционных материалов на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостных трещин при низких температурах // Материалы VII Всесоюз. конф. по усталости металлов.— М. : Ин-т металлургии АН СССР, 1977.— С. 5—6.

64. *Новиков Н. В., Матренко А. Л., Ульяненко А. П.* Конструкционная прочность при низких температурах.— Киев : Наук. думка, 1979.— 231 с.
65. *Писаренко Г. С., Стрижало В. А.* О некоторых проблемах низкотемпературного упрочнения металлов и его учета в технике низких температур // Прочность материалов и конструкций при низких температурах.— Киев : Наук. думка, 1984.— С. 3—12.
66. *Актуальные* задачи повышения прочности, долговечности и экономичности криогенного оборудования / В. П. Беляков, Н. В. Филин, Б. А. Куранов и др. // Стали и сплавы криогенной техники.— Киев : Наук. думка, 1977.— С. 101—107.
67. *Challenger K. D.* Elevated temperature fatigue of 2.25 Cr—1Mo steel // Adv. Fract. Res. Proc. 6th Int. Conf. on Fracture, New Delhi, India, 4—10 Dec. 1984.— Oxford (U. K.) : Pergamon press, 1984.— Vol. 3.— P. 2239—2245.
68. *Extensive* study of low fatigue crack growth rates in A 533 and A 508 steels / P. C. Paris, R. J. Bucci, E. T. Wessel at al. // Stress Analysis and Growth of Cracks.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press, 1972.— P. 141—146.— (ASTM; STP 513).
69. *Рост* усталостных трещин в конструкционных сплавах при повышенных температурах / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Ю. Н. Ленец, А. А. Попов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 2.— С. 43—50.
70. *Liaw P. K.* Mechanism of near-threshold fatigue crack growth in a low alloy steel // Acta met.— 1985.— **33**, N 8.— P. 1489—1502.
71. *Haigh J. R.* Theg growth of fatigue cracks at high temperatures under predominantly elastic loading // Eng. Fract. Mech.— 1975.— **7**, N 2.— P. 271—284.
72. *James L. A.* The effect of frequency upon the fatigue crack growth of Type 304 stainless steel at 1000F // Stress Analysis and Growth of Cracks.— Philadelphia (Pa) : Pergamon press, 1972.— P. 218—229.— (ASTM; STP 513).
73. *Clauel M., Pineau A.* Frequency and wave-form effects on the fatigue crack growth behavoir of alloys at 298 K and 823 K // Met. Trans.— 1978.— **9A**, N 4.— P. 471—480.
74. *Haigh J. R., Skelton R. P., Richards C. E.* Oxidation-assisted crack growth during high cycle fatigue of a 1 % Cr—Mo—V steel at 550 °C // Mater. Sci. and Eng.— 1978.— **26**, N 2.— P. 167—174.
75. *Golwalker S., Stoloff N. S., Duquette D. J.* The effect of frequency and hold time on fatigue crack propagation rates in a nickelbase superalloy // Strength Metals and Alloys (ICSAG 6). Proc. 6th Int. Conf., Melbourne, 16—20 Aug. 1982.— Oxford (U. K.) : Pergamon press, 1982.— Vol. 2.— P. 879—885.
76. *Plumtree A., Schäfter S.* Waveform and frequency effects on the high temperature fatigue crack propagation rate of stainless steel // Adv. Fracture Proc. 6th Int. Conf. Fracture, New Delhi, India, 4—10 Dec. 1984.— Oxford (U. K.) : Pergamon Press, 1984.— Vol. 3.— P. 2249—2254.
77. *Pineau A.* High temperature fatigue behavior of engineering materials in relation to microstructure // Fatique at High Temperature, 1983.— Essex (England): Applied Science Publishers, 1983.— P. 305—364.
78. *Barsom J. M., Imhof E. J., Rolfe S. T.* Fatigue crack propagation in high yield strength steel // Eng. Fract. Mech.— 1971.— **2**.— P. 301—317.
79. *Thielen P. N., Morris E. F.* Fatigue crack propagation in 4140 steel // Met. Trans.— 1975.— **A6**, N 11.— P. 2133—2141.
80. *Jack A. R., Price A. T.* Effects of thickness on fatigue crack initiation

and growth in notched mild steel specimens // Acta met.— 1972.— **20**, N 7.— P. 857—866.
81. *Griffith J. R., Richards C. E.* The influence of thickness on fatigue crack propagation rates in a low alloy steel weld metal above and below general yield // Mater. Sci. and Eng.— 1973.— **11**.— P. 305—310.
82. *Ritchie R. O., Smith R. E., Knott H. F.* Effects of thickness on fibrous fracture from a notch and af fatigue crack propagation in low strength steel // Met. Sci.— 1975.— **9**.— P. 485—492.
83. *Clark W. G.* Effect of temperature and section size on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel // J. Mater.— 1971.— **8**.— P. 134—145.
84. *Putatunda S. K., Rigsbee J. M.* Effect of specimen size on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel // Eng. Fract. Mech.— 1985.— **22**, N 2.— P. 335—345.
85. *Kitagawa K., Takahashi S.* Application of fracture mechanics to very small crack or the cracks in the early stage // Proc. 2nd Int. Conf. on Mech. Behav. of Mater., Boston, Mass, 1976.— New York : Pergamon press, 1976.— P. 627—631.
86. *Романив О. Н., Симинькович В. Н., Ткач А. Н.* Припороговый рост коротких усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 3.— С. 50—57.
87. *Lanford J.* On the small crack fracture mechanics problem // Int. J Fract.— 1980.— N 1.— P. R7—R9.
88. *Suresh S., Ritchie R. O.* Propagation of short fatigue cracks // Int. Met. Revs.— 1984.— **29**, N **8**.— P. 445—476.
89. *Tokaji K., Ogawa T., Harada Y., Endo Z.* Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1986.— **9**, N 1.— P. 1—14.
90. *Hubbard R. P.* Crack growth under cyclic compression // Trans. ASME : J. Basic Eng.— 1969.— **91**, N 3.— P. 625—631.
91. *El Haddad M. M., Smith K. N., Topper T. U.* Fatigue crack propagation of short cracks // Trans. ASME : J. Eng. Mater. Techn.— 1979.— **101**, N 1.— P. 42—46.
92. *Usami S., Shida S.* Elastic-plastic analysis of the fatigue limit for a material with small flaws // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1979.— **1**, N 4.— P. 471—481.
93. *Панасюк В. В.* Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.— Киев : Наук. думка, 1968.— 246 с.
94. *Tanaka K., Nakai Y., Yamasita M.* Fatigue growth threshold of small cracks // Int. J. Fract.— 1981.— **17**, N 5.— P. 519—533.
95. *Lankford J.* The growth of small fatigue cracks in 7075—T6 aluminium // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1982.— **5**, N 3.— P. 233—248.
96. *Suresh S.* Crack deflection implications for the growth of long and short fatigue cracks // Met. Trans.— 1983.— **14A**, N 11.— P. 1375—1387.
97. *James M. R., Morris W. L.* Effect of fracture surface roughness on growth of short fatigue cracks // Ibid.— N 1.— P. 153—155.
98. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Эффект закрытия трещины и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 47—61.
99. *McCarver J. F., Ritchie R. O.* Fatigue crack propagation thresholds for long and short cracks in Rene nickel base superalloy // Mater. Sci. and Eng.— 1982.— **55**, N 1.— P. 63—67.

## К гл. 7


1. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 47—61.
2. *Liaw P. K., Swaminathan V. P., Donald J. K.* Influence of load ratio on near-threshold fatigue crack propagation behavior // Scr. met.— 1982.— **16**, N 7.— P. 871—879.
3. *Бернштейн М. Л., Займовский В. А.* Механические свойства металлов.— М. : Металлургия, 1979.— 495 с.
4. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 456 с.
5. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Вольдемаров А. В.* Об одном способе комплексного повышения механических свойств низкоотпущенных конструкционных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1979.— № 4.— С. 71—77.
6. *Beevers C. J.* Micromechanisms of fatigue crack growth at low stress intensities // Metal Sci.— 1980.— **14**, N 8—9.— P. 418—423.
7. *Masounave J., Bailon J. P.* Effect of grain size on threshold stress intensity factor in fatigue of a ferritic steel // Scr. met.— 1976.—**10**, N 2.— P. 165—170.
8. *Кинетика* и механизм роста усталостной трещины в железе / О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. Н. Ткач, В. Н. Симинькович // Физ.-хим. механика материалов.— № 2.— С. 57—66.
9. *Aghan R. L., Nutting J.* Structure and properties of low carbon steel after deformation to high strains // Metal Sci. — 1980. — **14**, N 6.— P. 233—237.
10. *Ritchie R. O., Knott J. F.* Microcleavage cracking during fatigue crack propagation in low strength steel // Mater. Sci. and Eng.— 1974.— **14**, N 1.— P. 7—14.
11. *Hahn G. T., Hoagland R. G., Rosenfield A. R.* Local yielding attending fatigue crack growth // Met. Trans.— 1972.— **3**, N 5.— P. 1189—1202.
12. *Groom J. D. C., Knott J. F.* Cleavage fracture in prestrained mild steel // Metal Sci.— 1975.— **9**, N 8.— P. 390—400.
13. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов.— Киев : Наук. думка, 1975.— 315 с.
14. *Распространение* усталостных трещин в стали, склонной к деформационному двойникованию / А. Н. Ткач, О. Н. Романив, В. Н. Симинькович и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 2.— С. 67—73.
15. *Красовский А. Я.* Хрупкость металлов при низких температурах—. Киев : Наук. думка, 1980.— 334 с.
16. *Влияние* механического двойникования на вязкость разрушения конструкционных сталей / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, М. Ф. Замора, А. И. Кондырь // Физ.-хим. механика материалов.— 1979.— № 5.— С. 65—70.
17. *Benson J. P.* Influence of grain size and yield strength a on threshold fatigue behaviour of low alloy steel // Metal Sci.— 1979.— **13**, N 9.— P. 535—539.
18. *Трещиностойкость* перлитных эвтектоидных сталей. II. Разрушение сталей при циклическом нагружении / О. Н. Романив, Е. А. Шур, В. Н. Симинькович и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 2.— С. 37—45.
19. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н.* Структура и припороговая усталость сталей // Там же.— № 4.— С. 19—33.

20. *Романив О. Н., Гладкий Я. Н., Зима Ю. В.* Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях // Там же.— 1978.— № 2.— С. 3—15.
21. *Ritchie R. O.* Influence of microstructure on near threshold fatigue crack propagation in ultra-high strength steels // Metal Sci.— 1977.— **11**, N 8—9.— P. 368—381.
22. *Anund L., Gurland J.* Strin-hardening of spheroidized high carbon steels// Acta Metallurgia.— 1976.— **24**, N 10.— P. 901—910.
23. *Lui C. T., Gurland J.* The fracture behaviour of speroidized carbon steels // Trans. ASM.— 1968.— **61**, N 1.— P.156—167.
24. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н.* Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 6.— С. 49—56.
25. *Ярема С. Я., Попович В. В., Зима Ю. В.* Влияние структуры на сопротивление стали 65Г росту усталостной трещины // Там же.— № 1.— С. 16—30.
26. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Влияние закрытия и геометрии усталостных трещин на структурную чувствительность припороговой усталости сталей // Там же.— 1984.— № 1.— С. 71—77.
27. *Tzou J.-L., Ritchie R. O.* Fatigue crack propagation in a dualphase plain carbon steel // Scr. Met.— 1985.—**19**.— P. 751—755.
28. *Рост* усталостных трещин в двухфазной ферритно-мартенситной стали / А. Н. Ткач, Н. М. Фонштейн, В. Н. Симинькович и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 5.— С. 45—51.
29. *Вязкость* разрушения стали с мартенситно-ферритной структурой / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Я. Н. Гладий, Ю. В. Зима // Там же.— 1977.— № 3.— С. 31—36.
30. *Романив О. Н., Ткач А. Н.* Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения конструкционных сталей // Там же.— 1987.— № 5.— С. 3—16.
31. *Taira S., Tanaka K., Hashina M.* Grain size effect on crack nucleation and growth in long-life fatigue on low carbon steel // Fatigue Mechanisms. — Philadelphia (Pa.) : Pergamon press, 1979.— P. 135—162.— (ASTM; STP G 75).
32. *Carlson M. F., Ritchie R. O.* On the effect of prior austenite grain size on near threshold fatigue crack growth // Scr. met.— 1977.— **11**, N 12—. P. 1113—1118.
33. *Рост* усталостных трещин в конструкционных сталях при повышенных температурах / Романив О. Н., А. Н. Ткач, Ю. Н. Ленец, А. А. Попов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 2.— С. 43—50.
34. *Hamberg K., Karlsson B.* Crack propagation in coarse two-phase steels // Strength Metals and Alloys. Proc. 5th Int. Conf., Aachen, 1979.— Toronto e. a. : Pergamon press, 1979.— Vol. 2.— P. 1261—1266.
35. *Heald P. T., Lindley T. C., Richards C. E.* The influence of stress intensity and microstructure on fatigue crack propagation on a 1%Carbon steels// Mater. Sci. and Eng.— 1972.— **10**, N 4.— P. 235—240.
36. *Ritchie R. O.* Influence of impurity segregation on temper embrittlement and onslow fatigue crack growth and threshold behavior in 300-M high strength steel // Met. Trans.— 1977.— **8A**, N 7.— P. 1131—1140.
37. *Minakawa K., Matsuo J., McEvily A. J.* On the influence of a duplex microstructure in steels on fatigue crack growth in near-threshold region // Ibid.— 1982.— **13A**, N 3.— P. 439—445.
38. *Dutta V. G., Suresh S., Ritchie R. O.* Fatigue crack propagation in dualphase steels: effects on ferritic — martensitic microstructures in near threshold region // Ibid.— 1984.— **A15**, N 8.— P. 1193—1207.
39. *Tzu-Ye Shin, Araki T.* Effect of nonmetallic inclusions and microstruc-

tures on the fatigue crack initiation and propagation in high-strength carbon steels // J. Iron and Steel Inst.— 1973.— **13**, N 1.— P. 11—19.
40. *Влияние* технологии выплавки и внепечного рафинирования на усталость и трещиностойкость высокопрочных низкоотпущенных сталей // Я. Н. Гладкий, В. Н. Симиньковичч, Г. А. Хасин и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 4.— С. 102—106.
41. *Броек Д.* Основы механики разрушения.— М. : Высш. шк., 1980.— 368 с.
42. *El-Soudani S. M., Pelloux R. M.* Influence of inclusion content on fatigue crack propagation in aluminium alloys // Met. Trans.— 1973.— **4**, N 2.— P. 519—531.
43. *Wilson A. D.* Fractographic characterization of the effect of inclusions on fatigue crack propagation // Fractorg. and Mater. Sci. Symp.— Williamsburg : Pergamon press, 1982.— P. 166—186.
44. *Harada S., Kussmaul K.* Anisotropy of fatigue crack growth in a forged sheet structural steel // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.— 1983.— **A49**, N 447.— P. 1403—1410.
45. *Ярема С. Я.* Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № **4**.— С. 100—110.
46. *Циклические* деформации и усталость металлов. Т. 2. Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов / Под ред. В. Т. Трощенко.— Киев : Наук. думка, 1985.— 224 с.
47. *Кудрявцев В. Г.* Циклическая вязкость разрушения алюминиевых сплавов $K_{fc}$ // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 43—46.

## К гл. 8

1. *Elber W.* Fatigue crack closure under cyclic tension // Eng. Fract. Mech.— 1970.— **2**, N 1.— P. 37—45.
2. *Nabu M., Yokobori T.* Electron microfractographical studies on fatigue crack propagation of ball bearing steel in relation to fatigue crack growth // Int. J. Fract. Mech.— 1967.— **3**, N 3.— P. 73—93.
3. *Романів О. М., Зима Ю. В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей.— К. : Наук. думка, 1974.— 207 с.
4. *Beachem C. D.* Microscopic fatigue fracture surface feature in 2024 13 aluminium and the influence of propagation angle upon their formation // Trans. ASME.— 1967.— **60**.— P. 324—343.
5. *Kocanda S., Kozubowski J.* Brief note — microstructure of the fatigue fracture surface of steel elements submitted to load of very high frequency // Int. J. Fract. Mech.— 1970.— **6**, N 1.— P. 55—60.
6. *Elber W.* The significance of fatigue crack closure // Damage Tolerance in Aircraft Structures.— Philadelphia (Pa.) : Pergamon press, 1971.— P. 320—362.— (ASTM; STP 486).
7. *Ритчи Р. О., Сиреш С., Мосс С. М.* Рост усталостной трещины в стали 2,25 Cr—1 Mo для сосудов давления на воздухе и в водороде при размахе интенсивности напряжений, близком к пороговому // Теорет. основы инж. расчетов.— 1980.— **102**, № 3.— С. 57—65.
8. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 47—61.
9. *Попов А. А., Мамаева Е. И.* Исследование кинетики роста усталостных трещин в сварных соединениях из хромникелевой нержавеющей стали

при различной асимметрии нагружения // VIII Всесоюз. конф. по усталости металлов: Тез. стенд. докл., Москва, 1982 г.— М. : Ин-т металлургии АН СССР, 1982.— С. 88.
10. *Schijive J.* Four lectures on fatigue crack growth. II. Fatigue cracks plasticity effects and crack closure // Eng. Fract. Mech.— 1979.— **11**, N 1.— P. 182—196.
11. *Matsuoka S., Tanaka K.* Delayed retardation phenomena of fatigue crack growth in various steels and alloys // J. Mater. Sci.— 1978.— **13**, N 4.— P. 1335—1353.
12. *Stewart A. T.* The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near-threshold stress intensities in low-alloy steels // Eng. Fract. Mech.— 1980.— **13**, N 3.— P. 463—478.
13. *Suresh S., Zamiski G. F., Ritchie R. O.* Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior // Metal. Trans.— 1981.— **12A**, N 8.— P. 1435—1443.
14. *Cook R. J., Beevers C. J.* Slow fatigue crack propagation in pearlitic steels // Mater. Sci. Eng.— 1974.— **13**, N 2.— P. 201—210.
15. *Ritchie R. O.* Near-threshold fatigue crack propagation in steels // Int. Metals Rev.— 1979.— **20**, N 5—6.— P. 205—230.
16. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* О возможном нарушении инвариантности кинетических диаграмм усталостного разрушения, вызываемом явлением закрытия трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 6.— С. 62—70.
17. *Endo K., Komai K., Ohnishi K.* Effect of stress history and corrosive environments on fatigue crack propagation // Mem. Fac. Eng. Kyoto Univ.— 1969.— **31**.— P. 25—46.
18. *Extensive* study of low fatigue crack growth rate in A 533 and A 508 steels / P. C. Paris, R. J. Bucci, E. T. Wessel et al. // Stress Analysis and Growth of Cracks.— Philadelphia (Pa.) : Pergamon press, 1972.—P. 141—176.— (ASTM; STP 513).
19. *Benoit D., Namdar-Irani R., Tixier R.* Oxidation of fatigue fracture surfaces at low crack growth rates // Mater. Sci. Eng.— 1980.— **45**, N 1.— P. 1—7.
20. *Ritchie R. O., Suresh S.* Effect of crack flunk oxide debris and fracture surface roughness on near-threshold corrosion fatigue // Atom Fract. Proc. NATO Adv. Res. Inst., Collatoddio, 1983.— New York : Pergamon press, 1983.— P. 835—845.
21. *Suresh S., Ritchie R. O.* Some considerations on the modelling of oxide-induced fatigue crack closure using solutions for a rigid wedge inside a linear elastic crack // Scr. met.— 1983.— **17**, N 4.— P. 575—580.
22. *Cadman A. J., Brook R., Nichelson C. E.* Effect of test technique on fatigue threshold (K) // Preliminary Proc. Int. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, 1981.— Stockholm : The Aeronautical Res. Inst. Sweden, 1981.— Vol. 2.— P. 33 : 1 — 33 : 24.
23. *Ritchie R. O., Suresh S.* Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology // Met. Trans.— 1982.— **13A**, N 5.— P. 937—940.
24. *Ткач А. Н., Ленец Ю. Н.* Влияние частоты, асимметрии нагружения и структуры стали 10ГН2МФА на закрытие и рост трещин вблизи порога $\Delta K_{th}$ // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 4.— С. 60—67.
25. *Minakawa K., McEvily A. J.* On crack closure in near-threshold region // Scr. met.— 1981.— **15**, N 6.— P. 633—636.
26. *Asaro A. J., Herman L., Baike J. M.* Transition in fatigue crack closure in 2048 aluminium // Met. Trans.— 1981.— **12A**, N 6.— P. 1133—1135.
27. *Yu W., Gerberich W.* On the controlling parameters for fatigue crack

threshold at low homologous temperatures // Sct. met.— 1983.— **17**, N 1.—P. 105—110.
28. *McCarver J. F., Ritchie R. O.* Fatigue crack propagation thresholds for long and short cracks in Rene nickel-base superalloy // Mater. Sci. Eng.— 1982.— **55**, N 1.— P. 63—67.
29. *Tomkins B.* Role of mechanics in corrosion fatigue // Met. Sci.— 1979.— **13**, N 7.— P. 387—395.
30. *Forsyth P. J. E.* The physical basis of metal fatigue.— London : Blackpool and Son etc., 1969.— 96 p.
31. *Suresh S., Ritchie R. O.* A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness // Met. Trans.— 1982.— **13A**, N 9.— P. 1627—1631.
32. *Influence* of microstructure on fatigue crack growth behaviour in fully pearlitic steels / G. T. Grey, A. V. Thompson, J. C. Williams, D. H. Stone // Preliminary Proc. Int. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, 1981. — Stockholm : The eronautical Res. Inst. Sweden, 1981.— Vol. 2.— P. 28 : 1—28 : 17.
33. *Davidson D. L.* Incorporating threshold and environmental effects into the damage accumulation model for fatigue crack growth // Fatigue Eng. Mater. and Struct.— 1981.— **3**, N 2.— P. 229—236.
34. *Tzou J.-L., Suresh S., Ritchie R. O.* Fatigue crack propagation in oil environments. I. Crack growth behaviour in silicone and paraffin oils // Acta met.— 1985.— **33**, N 1.— P. 105—116.
35. *Hornbogen E.* Martensitic transformation at a propagating crack.— Ibid.— 1978.— **26**, N 1.— P. 147—152.
36. *Fatigue* crack propagation in oil environments. II. A model for fatigue crack closure induced by viscous fluids / J.-L. Tzou, C. H. Hsueh, A. G. Evans, R. O. Ritchie // Ibid.— 1985.— **33**, N 1.— P. 117—127.
37. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристик циклической трещиностойкости материалов // Пробл. прочности.— 1981.— № 9.— С. 20—28.
38. *Романив О. Н., Зима Ю. В.* Количественная фрактография усталостного разрушения металлов и сплавов // Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов.— М. : Изд-во стандартов, 1984.— Вып. 5.— С. 6—30.
39. *Иванова В. С.* К определению пороговых значений $\Delta K$, отвечающих соответствию микроскопической и макроскопической скоростей роста трещин, с использованием данных измерения макроскопической скорости // Там же.— С. 30—38.
40. *Гринберг Н. М.* Усталостное разрушение металлов и сплавов в высоком вакууме и при низких температурах : Автореф. дис. ... д-ра техн. наук.— Киев, 1985.— 47 с.
41. *Influence* of load ratio on near-threshold fatigue crack propagation behaviour / P. K. Liaw, T. R. Leax, V. P. Swaminathan, J. K. Donald // Scr. met.— 1982.— **16**, N 7.— P. 871—876.
42. *Влияние* температуры и асимметрии нагружения на циклическую трещиностойкость стали 15ХН2МФА / В. Т. Трощенко, П. В. Ясний, В. В. Покровский, А. А. Попов // Пробл. прочности.— 1981.— № 10.— С. 3—7.
43. *Blom A. F., Hardboletz A., Weise B.* Effect of crack closure on near-threshold crack growth behaviour in a high strength alloy up to ultrasonic frequencies // Mech. Behav. of Mater., Proc. 4th Int. Conf., Stockholm, 1983.— Oxford : Pergamon press, 1983.— P. 755—762.
44. *Рост* усталостных трещин в конструкционных сталях при повышенных температурах / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Ю. Н. Ленец, А. А. Попов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 2.— С. 43—50.
45. *Moody N. R., Gerberich W. W.* Influence of frequency and microstructure

on fatigue crack growth in Ti—6Al—6V—2Sn // Met. Sci.— 1980.— **14**, N 3.—P. 95—100.
46. *Study* of low fatigue crack growth rates in 316 stainless steel and RR 58 Al.— alloy / C. Bathias, A. Pineau, P. Pluvinage, P. Rable // Adv. Res. Strength Fract. Mater., Proc. 4th Int. Conf. Fract., Waterloo, 1977.— New York : Pargamon press, 1978.— P. 1283—1286.
47. *Radon J. C.* Corrosion fatigue of aluminium alloy RR 58 // Influence Environ. Fatigue, Proc. Int. Conf., London, 1977.— London : Mech. Eng. Publ., 1977.— P. 85—92.
48. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Вольдемаров А. В.* Коррозионно-циклическая трещиностойкость: закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 3.— С. 7—20.
49. *Lindley T. C., Richards C. E.* Near-threshold fatigue crack growth in materials used in the electricity supply industry // Preliminary Proc. Int. Symp. on Fatigue Threshods, Stockholm, 1981.— Stockholm : The Aeronautical Res. Inst. Sweden, 1981.— Vol. 3.— P. 45 : 2 — 45 : 49.
50. *Bignonnet A., Namdar-Irani R., Truchon M.* The influence of test frequency on fatigue crack growth in air, and crack surface oxide formation // Scr. met.— 1982.— **16**, N 7.— P. 795—798.
51. *Priddle E. K., Walker F., Wiltshire C.* The effects of helium, sodium and other environments on the fatigue crack propagation resistance of a stainless steel // Influence of Environment on Fatigue Proc. Int. Conf. London, 1977.— London : Mech. Eng. Publ., 1977.— P. 137—144.
52. *Исследование* влияния температуры испытаний на закономерности развития усталостных трещин в теплоустойчивых сталях 15Х2МФА и 15Х2НМФА / В. В. Покровский, Ю. С. Скоренко, Г. П. Карзов и др. // Пробл. прочности.— 1982.— № 2.— С. 14—18.
53. *Radon J. C.* Fatigue crack growth in the threshold region // Preliminary Proc. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, 1981.—Stockholm : The Aeronautical Res. Inst. Sweden, 1981.— Vol. 1.— P. 4 : 1 — 4 : 22.
54. *Hicks M. A., King J. E.* Temperature effects on fatigue thresholds and structure sensitive crack growth in a nickel-base superalloy // Int. J. Fatigue.— 1983.— **5**, N 2.— P. 67—74.
55. *Влияние* размеров образцов на трещиностойкость корпусных теплоустойчивых сталей / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, В. Г. Каплуненко и др. // Пробл. прочности.— 1982.— № 10.— С. 3—11.
56. *Влияние* масштаба и режимов циклического нагружения на характеристики трещиностойкости теплоустойчивых сталей / В. В. Покровский, В. Г. Каплуненко, Б. Т. Тимофеев, В. А. Игнатов // 7th Colloq. Mech. Fatigue of Metals. Miscolc., 1983.— Publ. Techn. Univ. Heavy Industry.— Ser. C.— Machinory Misclols, 1983.— **2**.— P. 103—119.
57. *Lindley T. C., Richards C. R.* The relevance of crack closure to fatigue crack propagation // Mater. Sci. Eng.— 1974.— **14**, N 3.— P. 281—293.
58. *Романив О. Н., Симинькович В. Н., Ткач А. Н.* Припороговый рост коротких усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 3.— С. 50—57.
59. *Влияние* масштабного фактора на циклическую трещиностойкость пластичных сталей в низкоамплитудной области нагружения / Г. Н. Никифорчин, А. А. Попов, Б. Н. Андрусив, Ю. В. Зима // Там же.— 1985.— № 4.— С. 57—64.
60. *Near-threshold* fatigue crack growth behaviour in air at room temperature for various stainless steels / S. Matsupka, S. Mishijima, C. Masuda, S. Ohtsubo // Adv. Fract. Res. Proc. 6th Int. Conf. on Fracture, New Delhi, India, 4—10 Dec. 1984.— Oxford (U. K.) : Pergamon press, 1984.— P. 1861—1868,

61. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей.— М. : Металлургия, 1979.— 176 с.
62. *Christman T., Suresh S.* Crack initiation under far-field cyclic compression and the study of short fatigue cracks // Eng. Fract. Mech.—1986.— 23, N 3.— P. 953—964.
63. *Романив О. Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 1.— С. 106—116.
64. *Петерсон Р.* Коэффициенты концентрации напряжений.— М. : Мир, 1977.— 502 с.
65. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Влияние закрытия и геометрии усталостных трещин на структурную чувствительность припороговой усталости сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 1.— С. 71—77.
66. *Romaniv O. N., Tkach A. N., Nikiforchyn G. N.* The influence of microstructure and environment on the near-threshold crack propagation in iron-based alloy //Proc. 6th Int. Symp. High purity materials in science and tehnology, Dresden, May 6—10 1985.— Dresden : Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstofforschung AdW der DDR, 1985.— Vol. 3.— S. 179—195.

## К гл. 9

1. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов.— М. : Металлургия, 1986.— 294 с.
2. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристиках циклической трещиностойкости материалов //Пробл. прочности.— 1981.— № 9.— С. 20—28.
3. *Романив О. Н., Вольдемаров А. В., Никифорчин Г. Н.* О факторах акселерации роста трещин при коррозионной усталости высокопрочных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1980.— № 5.— С. 21—27.
4. *Методы* и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— К. : Наук. думка, 1981.— 314 с.
5. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Березюк И. А., Рипецкий С. И.* О путях развития испытательных устройств для оценки трещиностойкости материалов при длительном нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1975.— № 3.— С. 77—85.
6. *Ярема С. Я.* О стабилизации напряжений около вершины растущей трещины (вопросы методики исследования замедленного разрушения) // Пробл. прочности.— 1975.— № 8.— С. 15—18.
7. *Методические* аспекты автоклавных испытаний компактных образцов на циклическую трещиностойкость / В. И. Похмурский, И. П. Гнып, А. А. Попов и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 1.— С. 81—84.
8. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Вольдемаров А. В.* Коррозионно-циклическая трещиностойкость: закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов // Там же.— 1985.— № 3.— С. 7—20.
9. *Panasyuk V. V., Ratych L. V., Dmytrakh I. N.* Fatigue crack growth in corrosive environments // Fatigue Eng. Mater. Struct.— 1984.— N 1.— P. 1—11.
10. *А. с. 1043527 СССР, МКИ G01 № 17/00.* Способ определения эффективного коэффициента интенсивности напряжений / Г. Н. Никифорчин, О. Н. Романив, А. З. Студент, А. В. Вольдемаров.— Опубл. в Б. И., 1983, № 5.

11. *А. с. 1087837 СССР, МКИ G01 № 17/00.* Способ определения эффективного коэффициента интенсивности напряжений / Г. Н. Никифорчин, О. Н. Романив, А. В. Вольдемаров, Б. Н. Андрусив.— Опубл. в Б. И., 1984, № 15.
12. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Зима Ю. В., Вольдемаров А. В.* Кинетика и механизм роста коррозионно-усталостных трещин в сталях ферритно-перлитного класса // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 1.— С. 29—39.
13. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде // Докл. АН СССР.— 1983.— **269**, № 1.— С. 109—112.
14. *Pourbaix M.* Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solution.— Oxford : Pergamon press, 1966.— 174 p.
15. *Brown B. F., Fuji C. T., Dahlberg E. P.* Methods for studying the solution chemistry within stress corrosion cracks // J. Electrochem. Soc.— 1969.— **116**, N 2.— P. 218—219.
16. *Smith J. A., Peterson M. H., Brown B. F.* Electrochemical conditions of the tip of an advancing stress corrosion crack in AISI 4340 steel // Corrosion.— 1970.— **26**, N 12.— P. 539—542.
17. *Lehr S. W.* A study of the integranular cracking of U-7.5 wt % Nb — 2.5 wt % Zr (Mulberry) alloy in aqueous-chloride solutions // Ibid.— 1972.— **28**, N 5.— P. 196—205.
18. *Куров О. В., Мелехов Р. К.* О потенциале и pH в вершине развивающейся коррозионной трещины // Защита металлов.— 1979.— № 3.— С. 314—316.
19. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* К вопросу определения электрохимического состояния в развивающейся трещине при исследовании трещиностойкости материала в коррозионной среде // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 3.— С. 42—49.
20. *А. с. 1114926 СССР, МКИ G01 № 17/00.* Способ испытания образцов с трещиной на вязкость разрушения в коррозионной среде / О. Н. Романив, Г. Н. Никифорчин, А. Т. Цирульник, Б. Н. Андрусив, А. З. Студент.— Опубл. 29.09.84, № 35.
21. *Дикий И. И., Процив И. М., Василенко И. И.* Изменение pH среды у вершины трещины в растворах галидов // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 2.— С. 65—69.
22. *А. с. 956561 СССР, МКИ G01 № 3/00.* Образец для испытания материалов на вязкость разрушения / В. В. Панасюк, Л. В. Ратыч, И. Н. Дмытрах.— Опубл. 07.05.82, № 17.
23. *Дмытрах И. Н., Грабовский Р. С.* Экспериментальная *К*-тарировка балочного образца с краевой трещиной и циклическим отверстием в плоскости ее распространения // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 2.— С. 114—116.
24. *А. с. 934345 СССР, МКИ G01 № 27/52.* Электролитический капилляр для электрохимических исследований трещиностойкости материалов / И. Н. Дмытрах, Л. В. Ратыч, В. В. Панасюк.— Опубл. 07.06.82, № 21.
25. *Романив О. Н., Гладкий Я. Н., Зима Ю. В.* Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 3—15.
26. *Barsom J. M.* Effect of cyclic stress form on corrosion fatigue crack propagation below $K_{Iscc}$ in a high yield strength steel//Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure, Connecticut, 1971.— Houston : NACE, 1972.— P. 424—436.
27. *Романив О. Н.* О закономерностях роста трещин при коррозионной усталости сталей // Физ.-хим. механика материалов. — 1980.— № 3.— С. 14—29.

28. *Василенко И. И., Капинос В. И.* Роль адсорбционного понижения прочности, растворения и водородного охрупчивания в процессе усталостного разрушения сталей в средах // Коррозионная усталость металлов. Тр. 1-го советско-англ. семинара. Львов, 1980.— Киев : Наук. думка, 1982.— С. 147—174.
29. *Романив О. Н., Гладкий Я. Н., Никифорчин Г. Н.* Об одной расчетной гипотезе, предложенной для оценки влияния агрессивных сред на циклическую трещиностойкость металлов и сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 5.— С. 19—26.
30. *Vosikovsky O.* Frequency stress ratio and potential effects on fatigue crack growth of HY 130 steel in salt water // J. Test and Eval.— 1978.— **6**, N 3.— P. 175—182.
31. *Smith P., Stewart A. T.* Effect of gaseous and hydrogen environments on fatigue crack growth in 2Ni—Cr—Mo—V rotor steel // Metal. Sci.— 1979.— **13**, N 7.— P. 429—435.
32. *Atkinson J. D., Lindley T. C.* Effect of stress wave form and holding time in environmentally assisted fatigue crack propagation in C—Mn structural steel // Ibid.— P. 444—448.
33. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Вольдемаров А. В., Литвинов В. Е.* Роль остаточных напряжений и деформационного упрочнения в изменении коррозионно-циклической трещиностойкости корпусных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1986. — № 4. — С. 48—59.
34. *Восиковски О.* Рост усталостной трещины в трубопроводной стали Х-65 при испытаниях с низкой частотой циклов в соленой и пресной воде // Теор. основы инж. расчетов.— 1975.— **97**, сер. Д.— С. 12—20.
35. *Evaluation* of the effect of metallurgical variables on materials behaviour and reference curves / K. Torronen, T. Saario, K. Wallin, J. Forsten // Int. J. Pressure Vessels and P. — 1984.— **15**, N 4.— P. 251—269.
36. *Bamford W. H.* Effect of pressurized water reactor environment of fatigue crack propagation of pressure vessel steels // The Influence of Environment on Fatigue Proc. Int. Conf. London, 1977.— London : Mech. Eng. Publ., 1977.— P. 51—56.
37. *Corrosion* fatigue of ASTM A-302B steel in high temperature water, the simulated nuclear reactor environment / T. Kondo, T. Kikuyama, H. Nakajima et al.//Corrosion Fatigue Chemistry, Mechanics and Microstructure, Connecticut, 1971.— Houston : NACE-2, 1973.— P. 539—556.
38. *Диаграммы* циклической коррозионной трещиностойкости некоторых корпусных сталей / В. В. Панасюк, Л. В. Ратыч, Ю. И. Звездин и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 3.— С. 37—45.
39. *Доможиров Л. И., Зайцев Г. З.* Исследование развития усталостных трещин в сталях 00Х12Н3Д и 15Х2НМФА // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 4.— С. 93—98.
40. *Трощенко В. Т., Прокопенко А. В., Торгов В. Н.* Влияние раствора морской соли на скорость роста усталостных трещин в нержавеющих сталях и сплаве ВТ3-1 // Пробл. прочности.— 1981.— № 4.— С. 69—73.
41. *Stanzl S., Tschegg E.* Influence of environment on fatigue crack growth in the threshold region // Acta met.— 1981.— **29**.— P. 21—32.
42. *Takano T., Okamura H.* Fatigue crack propagation in aqueous environments //Proc. Int. Conf. Fract Mech. and Technol., Hong Kong, 1977.— Rickville (Nev.) : Alphen and den Rijn, 1977.—Vol. 1.—P. 699—712.
43. *Kawai S.* The effect of the stress ratio on fatigue crack growth in a 3 % NaCl solution // Eng. Fract. Mech.— 1982.— **16**, N 6.— P. 857—870.
44. *Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н., Вольдемаров А. В., Куцын М. А.*

Оценка эффекта закрытия усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— № 5.— С. 100—103.
45. *Elber W.* The significance of fatigue crack closure // Damage Tolerance in Aircraft Structures.— Philadelphia : ASTM, 1971.— P. 230—262.— (ASTM; STP 486).
46. *Шаповалов В. И.* Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов.— М. : Металлургия, 1982.— 232 с.
47. *Швед М. М.* Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода.— Киев : Наук. думка, 1985.— 120 с.
48. *Suresh S., Ritchie R. O.* A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness // Met. Trans.— 1982.— **13A**, N 9.— P. 1627—1631.
49. *Trojano A. R.* The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behaviour of metals // Trans. ASM.— 1960.— **52**.— P. 54—80.
50. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Харин В. С.* Теоретический анализ роста трещин в металлах при воздействии водорода // Физ.- хим. механика материалов.— 1981.— № 4.— С. 7—14.
51. *Rice J. R.* Some mechanics research topics related to hydrogen embrittlement of metals // Corrosion.— 1978.— N 1.— P. 22—26.
52. *Tien J. K., Thompson A. W., Bernstein J. M., Richards R. J.* Hydrogen transport by dislocations // Met. Trans.— 1976.— **7A**, N 6.— P. 821—829.
53. *Дурягин В. А., Романив А. Н., Ткачев В. И.* Фрактографические особенности малоциклового разрушения нержавеющих сталей и сплавов в атмосфере водорода // Тез. докл. VIII Всесоюз. конф. по усталости металлов, Москва, 1982.— М. : Ин-т металлургии АН СССР, 1982.— С. 35—36.
54. *Romaniv O. N., Tkach A. N., Nikiforchyn G. N.* The influence of microstructure and environment on the near-threshold crack propagation in iron-based alloys // Proc. 6th Int. Symp. High purity materials in science and technology, Dresden, May 6—10 1985.—Dresden: Zentralinstitut für Festkörperphysik und Wersktofforschung AdW der DDR, 1985.— Vol. 3.— S. 179—195.
55. *Романив О. Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986. — № 1.— С. 106—116.
56. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* О некоторых задачах исследования циклической трещиностойкости материалов в жидких средах // Там же.— 1982.— № 6.— С. 42—49.
57. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Циклическая трещиностойкость металлов в коррозионных средах // Успехи механики.— 1984.— № 3.— С. 37—50.
58. *Коррозионная* усталость металлов// Тр. I советско-англ. семинара, Львов, 1980.— Киев : Наук. думка, 1982.— 372 с.
59. *Жук Н. П.* Курс теории коррозии и защиты металлов.— М. : Металлургия, 1976.— 472 с.
60. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Зависимость скорости роста усталостной трещины от электрохимических условий в вершине трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 4.— С. 33—37.
61. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение базовых диаграмм циклической трещиностойкости сталей с учетом экстремальных электрохимических условий в трещине // Докл. АН СССР. 1986.— **286**, № 5.— С. 1128—1131.
62. *Дмытрах И. Н.* О механизме ускоряющего воздействия водной среды на рост усталостной трещины в стали 4Х13 // Физ.-хим. механика материалов .— 1982.— № 2.— С. 118—119.

63. *Ратыч Л. В.* Коррозионная трещиностойкость конструкционных материалов : состояние и перспективы развития исследований // Там же.— 1984.— № 5.— С. 6—16.
64. *Об* электрохимических условиях в вершине трещины при испытаниях на коррозионную трещиностойкость балочных образцов из стали 15Х2МФА в водной среде / Л. В. Ратыч, И. Н. Дмытрах, Б. Т. Тимофеев и др. // Там же.— № 1.— С. 85—90.
65. *Ратыч Л. В., Слободян И. М.* Влияние ингибиторов на электрохимические условия при испытаниях образцов из стали 40Х на статическую коррозионную трещиностойкость // Там же.— 1985.— № 4.— С. 32—37.
66. *Dawson D. B., Pelloux R. M.* Corrosion fatigue crack growth of titanium alloys in aqueous environments // Met. Trans.— 1974.— **5**, N 3.— P. 723—731.
67. *Розенфельд И. Л., Афанасьев К. И., Маричев В. А.* Исследования электрохимических свойств свежеобразованных поверхностей металлов в растворах электролитов // Физ.-хим. механика материалов.— 1980.— № 6.— С. 49—54.
68. *Дроздовский Б. А., Проходцева Л. В., Новосильцева И. Н.* Трещиностойкость титановых сплавов.— М. : Металлургия, 1983.— 192 с.
69. *Ботвина Л. Р., Ярема С. Я., Осташ О. П., Полутранко И. Б.* Кинетика усталостного разрушения титанового сплава АТ3 в воздухе, дистиллированной воде и 3,5 %-ном водном растворе NaCl // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 2.— С. 17—22.
70. *Speidel M. O., Blackburn M. J., Beck T. R., Feeney J. R.* Corrosion fatigue and stress corrosion crack growth in high-strength aluminium alloys, magnesium alloys and titanium alloys exposed to aqueous solutions // Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure, 1971, Connecticut.— Houston : NACE-2, 1973.— P. 324—346.
71. *Похмурский В. И., Калахан О. С.* Кинетика электродного потенциала при коррозионной усталости и коррозионно-усталостный рост трещины в титановых $\alpha$- и $(\alpha+\beta)$-сплавах в растворе хлористого натрия // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 2.— С. 3—10.
72. *Branco C. M., Radon K. C., Culver L. E.* An analysis of the influence of mean stress intensity and environment on fatigue crack growth in a new high strength aluminium alloy // J. Test. and Eval. — 1975. — **3**, N 6.— P. 407—413.
73. *Романив О. Н., Симиньковuч В. Н., Степанов В. Г.* Об эффективности использования поверхностного пластического деформирования для предотвращения развития трещин при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1979.— № 2.— С. 15—20.
74. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Циклическая трещиностойкость прессовых панелей из сплавов Д16чТ и В95пчТ2 в жидких средах // Там же.— 1983.— № 6.— С. 56—59.
75. *Нешпор Г. С., Армягов А. А., Андреев Д. А.* Рост усталостных трещин и вязкость разрушения конструкционных алюминиевых сплавов в воздухе и 3,5 %-ном растворе NaCl // Там же. — 1982. — № 4. — С. 91—92.
76. *Rhodes D., Radon J. C.* Environmental effects on crack propagation in aluminium alloys // Fatigue Eng. Mater. and Struct.— 1979.— **1**, N 4.— P. 383—393.
77. *Ford F. P.* Corrosion fatigue crack propagation in aluminium — 7 % magnesium alloy // Corrosion.— 1979.— **35**, N 7.— P. 281—287.
78. *Rhodes D., Musuwa J. K., Radon J. C.* The significance of stress corrosion cracking in corrosion fatigue crack growth studies // Eng. Fract. Mech. — 1981.— **15**, N 3—4.— P. 407—409.
79. *Wei R. P.* Application of fracture mechanics to stress corrosion cracking

studies // Proc. Conf. Fundam. Aspects Stress Corros. Cracking, Ohio, State Univ. 1969, Dep. Met. Eng.— Houston ; Tex., 1969.—P. 104—111.
80. *Nordmark G. E., Fricke W. G.* Fatigue crack arrest at low stress intensities in a corrosion environment // J. Test. and Eval.— 1978.— **6**, N 5.— P. 301—303.
81. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей.— М. : Металлургия, 1979.— 176 с.
82. *Radon J. C.* Influence of environment on thershold in fatigue crack growth // Met. Sci.— 1979.— **13**, N 7.— P. 411—419.
83. *Minakawa K., McEvily A. J.* On near-threshold fatigue crack growth in steels and aluminium alloys // Preliminary Proc. Int. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, 1981.— Stockholm: The Aeronautical Res. Inst. Sweden, 1981.— Vol. 2.— P. 36:1—36:19.
84. *Развитие* усталостных трещин в листах из алюминиевых сплавов Д16А и В95А / С. Я. Ярема, О. П. Осташ, В. П. Рычик и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1971.— № 1.— С. 46—51.
85. *Нотт Дж. Ф.* Влияние среды на рост трещин при немонотонном и циклическом нагружении // Коррозионная усталость металлов: Тр. I советско-англ. семинара, Львов, 1980.— Киев : Наук. думка, 1982.— С. 7—38.
86. *Wei R. P., Landes J. D.* Correlation between sustained load and fatigue crack growth in high strength steel // Mater. Res. and Stand.—1969.— **9**, N 7.— P. 25—46.
87. *Gerberich W. W., Birat J. R., Zakay V. F.* On the superposition model for environmentally assisted fatigue crack propagation // Corrosion Fatigue : Chemistry, Mechanics and Microstructure, Connecticut, 1971.— Houston : NACE-2, 1972.— P. 396—408.
88. *Gallagher J. P., Wei R. P.* Corrosion fatigue crack propagation behaviour in steels // Corrosion Fatigue : Chemistry, Mechanics and Microstructure, Connecticut, 1971.— Houston : NACE-2, 1972.— P. 409—423.
89. *Austen J. M., Walker E. F.* Quantitative understanding of the effects of mechanical and environmental variables on corrosion fatigue crack growth behaviour // Influence of Environment on Fatigue Proc. Int. Conf. London, 1977. — London : Mech. Eng. Publ., 1977. — P. 137 — 144.
90. *Гнып И. П., Лычковский Э. И., Похмурский В. И.* Об интенсивности механизмов влияния высокотемпературных водных сред на скорость роста усталостных трещин в теплоустойчивых сталях // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 3.— С. 12—18.
91. *Похмурский В. И., Гнып И. П.* Влияние циклического нагружения и водных сред на скорость роста трещины в сталях // Там же.— 1982.— № 3.— С. 28—37.
92. *Van Der Sluys W. A., Emanuelson R. A.* Cyclic crack growth behaviour of reactor pressure vessel steels in light water reactor environments // Trans. ASME: J. Eng. Mater. and Technol.— 1986.— **108**, N 1.— P. 26—30.
93. *Архаров В. И.* Об одном из новых направлений развития материаловедения // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 3.— С. 17—30.
94. *Бернштейн М. Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов.— М. : Металлургия, 1968.— 1172 с.
95. *Садовский В. Д.* Структурная наследственность в стали.— М. : Металлургия, 1973.— 206 с.
96. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Вольдемаров А. В.* Об одном способе комплексного повышения механических свойств низкоотпущенных кон-

струкционных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1979.— № 4.— С. 71—77.
97. *О сталях*, стойких к сероводородному растрескиванию / И. И. Василенко, В. П. Коваль, Ю. Н. Хомицкий и др. // Там же.— 1981.— № 6.— С. 14—20.
98. *Трощенко В. Т., Прокопенко А. В., Торгов В. Н.* Влияние протекторной защиты на циклическую прочность и трещиностойкость нержавеющих сталей и сплавов ВТ3-1 в коррозионной среде // Пробл. прочности.— 1981.— № 6.— С. 7—11.
99. *Agarwala V. S., De Luecia J. J.* New inhibitors for crack arrestment in corrosion fatigue of high strength steels // Corrosion.—1980.—N 4.— P. 208—212.
100. *Слободян З. В., Сопрунюк Н. Г., Бабей Ю. И.* Влияние ингибитора ТЖ на коррозионно-механическое разрушение среднеуглеродистых сталей в нейтральных средах // Всесоюз. науч.-техн. конф. «Создание и применение ингибиторов коррозии и ингибированных материалов в нефтехимии».— Л. : Ленинград. областн. совет научно-техн. обществ, 1981.— 39 с.
101. *Бабей Ю. И., Ратыч Л. В., Слободян З. В., Дмытрах И. Н.* Повышение долговечности металлоконструкций в нейтральных средах с помощью ингибитора комплексного действия // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 6.— С. 51—56.
102. *Бабей Ю. И., Полутранко И. Б., Зима Ю. В.* Влияние комплексной защиты на циклическую трещиностойкость среднеуглеродистой стали в коррозионной среде // Там же.— 1982.— № 5.— С. 16—22.

## К гл. 10

1. *Черепанов Г. П.* О распространении трещин в сплошной среде // Прикл. математика и механика.— 1967.— 31, вып. 3.— С. 476—488.
2. *Rice J. R.* A path independent integral and the approximation analysis of strain concentration by notches and cracks // J. Appl. Mech.—1968.— Ser. E.— 35.— P. 287—298.
3. *ГОСТ* 9.903—81. Стали и сплавы высокопрочные. Методы ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание.— М. : Изд-во стандартов, 1981.— 22 с.
4. *Расчеты* и испытания на склонность к коррозионному растрескиванию сталей и сплавов в жидких средах. Методические рекомендации МР 185 —86.— М. : ВНИИНМАШ, 1986.— 51 с.
5. *Beachem C. D., Brown C. F.* Comparison of three specimens for evaluating the succeptibility of high strength steel to stress corrosion cracking // Stress Corrosion Testing.—Philadelphia (Pa.) : Pergamon press, 1967.— P. 31—40.— (ASTM; STP 425).
6. *Певзнер Б. И., Овсянников Б. Н., Михеев В. В.* О регистрации развития трещин в образцах с применением метода электросопротивления // Завод. лаб.— 1978.— 44, № 1.— С. 95—97.
7. *Reuter W. G., Hartbower C. E.* In-test crack opening displacement calibration // Eng. Fract. Mech.— 1972.— N 1.— P. 183—188.
8. *Маркочев В. М., Морозов Е. М.* Метод разгрузки в экспериментальной механике разрушения // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 1.— С. 12—22.
9. *Никифорчин Г. Н., Студент А. З.* Использование нелинейной механики разрушения для оценки сопротивления росту коррозионных трещин // Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1981.— С. 258—262.

10. *Kanazawa T., Machida S., Kaneda S.* On the J-integral fracture criterion // J. Fract. Eng. Univ. Tokyo.— 1976.— B33, N 4.— P. 503—517.
11. *Оценка* трещиностойкости конструкционной стали в коррозионной среде с использованием *J*-интеграла / В. Н. Малышев, Г. Н. Никифорчин, В. В. Потапов и др. // Вопр. судостроения. Металловедение. Металлургия.— 1983.— Вып. 36.— С. 58—69.
12. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Студент А. В.* Об условиях инвариантности характеристик коррозионной трещиностойкости // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 3.— С. 24—33.
13. *Speidel M. O.* Branching of stress corrosion cracks in aluminium alloys // The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloy, Brussels, 1971.— Brussels : NATO Sci. Affairs Div., 1971.— P. 345—354.
14. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушешения конструкционных сплавов.— М. : Металлургия, 1986.— С. 294.
15. *А. с. 1043527 СССР, МКИ G01 № 17/00.* Способ определения эффективного коэффициента интенсивности напряжений / Г. Н. Никифорчин, О. Н. Романив, А. З. Студент, А. В. Вольдемаров.— Опубл. 23.09.83, Бюл. № 35.
16. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Студент А. З., Цирульник А. Т.* О двух особенностях оценки коррозионной трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1982.— 18, № 1.— С. 35—43.
17. *Розенфельд И. Л., Маричев В. А.* Механизм роста трещин при коррозионном растрескивании высокопрочных сталей // Коррозия под напряжением. Науч. симпоз., Дрезден, 1975. — Дрезден : ЦИФТ (ГДР), 1975.— С. 402—407.
18. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Студент А. З.* Фактор геометрии трещины и структурная чувствительность коррозионной трещиностойкости низколегированных сталей при длительном нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 5.— С. 3—13.
19. *Malkin J., Tetelman A. S.* Relation between $K_{Ic}$ and microscopic strength for low alloy steel // Eng. Fract. Mech.— 1971.— 3, N 2.— P. 151—167.
20. *Barsom J. M., McNicol R. C.* Effect of stress concentration on fatigue crack initiation in HY-130 steel // Fracture Toughness and Low Stable Cracking.— Philadelphia: Pergamon press, 1974.— P. 183—204.— (ASTM; STP 559).
21. *Hirose J., Tanaka K., Okabayashi K.* Nucleation and growth of stress corrosion cracking in notched plates of high-strength low alloy steel // J. Soc. Mater. Sci. Jap.— 1978.— 27, N 209.— P. 545—551.
22. *Василенко И. И., Мелехов Р. К.* Коррозионное растрескивание сталей.— Киев : Наук. думка, 1977.— 264 с.
23. *Лобойко В. И., Карпенко Г. В., Василенко И. И.* К вопросу об адсорбционной усталости конструкционных сталей в присутствии спиртов // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 1.— С. 21—25.
24. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Кукляк Н. Л.* К вопросу об адсорбционном снижении трещиностойкости стали при статическом нагружении // Там же.— С. 25—31.
25. *Агладзе Т. Р.* Особенности коррозионных процессов в органических средах // Итоги науки и техники. Коррозия и защита от коррозии.— М. : Изд-во ВИНИТИ, 1982.— Т. 9.— С. 3—87.
26. *Кинетика* и механизм коррозионного растрескивания высокопрочной стали в апротонной и протонодонорных средах / Т. Р. Агладзе, Я. М. Колотыркин, О. Н. Романив и др. // Защита металлов.— 1987.— № 4.— С. 557—564.
27. *Banerji S. K., McMahon C. J. Jr., Feng H. C.* Intergranular fracture in 4340—type steels: Effects of impurities and hydrogen // Met. Trans.— 1978.— A9, N 2.— P. 237—247.

28. *Aoki T., Kaneo M., Araki T.* Macroscopic and microscopic processes in the delayed fracture crack growth of high strength steels // J. Iron and Steel Inst. Jap.— 1978.— **64**, N 12.— P. 1736—1746.
29. *Джонсон Г.* Влияние среды на разрушение высокопрочных материалов // Разрушение.— М. : Мир, 1976.— Т. 3.— С. 729—775.
30. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Цирульник А. Т.* Влияние температуры испытаний на трещиностойкость высокопрочных сталей в коррозионных средах и после предварительного наводороживания // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 3.— С. 26—33.
31. *Морозов Л. С., Чечулин Б. Б.* Водородная хрупкость металлов.— М. : Металлургия, 1967.— 255 с.
32. *Kikuta J., Sugumoto K.* The interaction of hydrogen and dislocation its parallelism with hydrogen embrittlement in iron and steels // L'hydrogene dans les metaux. Congr. Intern. Paris, 1972.— Paris : Science et Industrie, 1972.— P. 144—148.
33. *Brown B. F.* Stress corrosion cracking // The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, Brussels, 1971.— Brussels : NATO Sci. Affairs Div., 1971.— P. 186—203.
34. *Панасюк В. В., Дмытрах И. Н., Грабовский Р. С.* Об условиях старта коррозионной трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 2.— С. 3—7.
35. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Цирульник А. Т.* О влиянии состава коррозионной среды на развитие трещин в высокопрочной стали с мартенситной структурой // Там же.— 1984.— № 2.— С. 3—10.
36. *Куров О. В., Василенко И. И.* Специфика коррозионных процессов в вершине трещины в хлоридном растворе // Защита металлов.— 1981.— № 3.— С. 266—272.
37. *Маричев В. А.* О степени заполнения адсорбированными атомами водорода поверхности пассивирующей пленки на металле в вершине трещины при коррозионном растрескивании конструкционных материалов // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 1.— С. 7—14.
38. *Дикий И. И., Василенко И. И.* Химизм реакции выделения водорода на металлической поверхности // Там же.— 1986.— № 5.— С. 15—22.
39. *Trojano A. R.* The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behaviour of metals // Trans. ASM.— 1960.— **52**.—P. 51—80.
40. *Oriani R. A., Josephic P. H.* Testing of the decohesion theory of hydrogen-induced crack propagation // Scr. met.— 1972.— **6**, N 7.— P. 681—688.
41. *Маричев В. А., Розенфельд И. Л.* Современное состояние исследований в области коррозионного растрескивания высокопрочных материалов // Итоги науки и техники.— Т. 7.— Коррозия и защита от коррозии.— М. : Изд-во ВИНИТИ, 1978.— С. 5—41.
42. *ГОСТ 25.506—85.* Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении.— М. : Изд-во стандартов, 1985.— 62 с.
43. *Katerazawa R.* Fractography and fracture mechanics of fracture of steels // J. Iron and Steel Inst. Jap.— 1978.— **6A**, N 7.— P. 925—936.
44. *Бардина В. П., Малышев В. Н., Потапов В. В., Степанюк И. А.* Характеристики механики разрушения конструкционных хромоникельмолибденовой стали в водных растворах // Трещиностойкость материалов и элементов конструкций : Тр. Всесоюз. симпозиума. Киев, 1978.— Киев : Наук. думка, 1980.— С. 227—232.
45. *Novak S. R., Rolfe S. T.* Comparison of fracture mechanics and nominal stress analysis in stress corrosion cracking // Corrosion.— 1970.— **26**, N 4.— P. 121—130.
46. *Williams D. N.* Effect of specimen thickness on subcritical crack growth

under sustained load // Mater. Sci. Eng.— 1975.— 18, N 1.— P. 149—155.
47. *Hirose Y., Tanaka K., Okabayashi K.* Fracture mechanics approach to prior austenite grain size effect in stress corrosion cracking in AISI 4340 steel // Proc. 22 nd Cong. Mater. Res., Kyoto, 1978.— Kyoto : ... — 1979.— P. 76—82.
48. *Hirose Y., Tanaka K., Yojima Z., Okabayashi K.* Fractographic study of stress corrosion cracking in high-strength steel // J. Soc. Mater. Sci., Jap.— 1979.— 28, N 306.— P. 189—196.
49. *Romaniv O. N., Nikiforchyn G. N.* Kinetics and micromechanism of subcritical crack growth under stress corrosion cracking and corrosion fatigue of structural steels // Proc. 9th Int. Cong. on Metal Corrosion. Toronto, 1984.— Toronto : National Research Counsil Canada, 1984.— Vol. 4.— P. 498—505.
50. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Деев Н. А.* Кинетические эффекты в механике замедленного разрушения высокопрочных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1976.— № 4.— С. 9—24.
51. *Eickemeyer J.* Zur Kinetik des subkritischen Risswachstuns bei der Spannungsrisskorrosion hochfesten Stahles // Neue Hütte. — 1976. — 21, N 3.— P. 175—180.
52. *Панасюк В. В., Дмытрах И. Н., Грабовский Р. С.* О некоторых методических аспектах определения статической коррозионной трещиностойкости конструкционных материалов // Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 3.— С. 21—28.
53. *Speidel M.* Stress corrosion cracking and corrosion fatigue fracture mechanics // Corros. Power Generat. Equip. Proc. 8th Int: Brown Boven Symp., Baden, 19—20 Sept. 1983.— New York : Pergamon press, 1984.— P. 85—130.
54. *Effect* of silicon additives and retained austenite on stress corrosion cracking in ultra-high strength steels / R. O. Ritchie, M. A. C. Cenedo, V. F. Zackey, E. R. Parker // Met. Trans.— 1978.— 9A, N 1.— P. 35—40.
55. *Carter C. S.* The effect of silicon on the stress corrosion resistance of low alloy high strength steels // Corrosion.— 1969.— 25, N 10.— P. 424—431.
56. *McDormaid D. S.* Effect of different austenitization treatment on $K_{Ic}$ and other mechanical properties of 300M steel bar // Met. Technol.— 1978.— 5, N 1.— P. 7—16.
57. *Wu Yang Chu, Shi-Qu Li, Shi-mei Haiao, Juhug-Lour Tien.* Mechanism of stress corrosion cracking on steel in $H_2S$ // Corrosion.— 1980.— 36, N 9.— P. 475—482.
58. *Speidel M.* Stress corrosion cracking in Fe—Mn—Cr alloys // Ibid.— 1976.— 32, N 5.— P. 187—190.
59. *Aoki Takao, Kaneo Masao, Araki Toru.* Delaued fracture crack growth characteristics of high strength steel // Тэцу то хагане, J. of the Iron and Steel Inst. of Jap.— 1977.— 63, N 7.— P. 66—75.
60. *Коррозионная* статическая трещиностойкость корпусных теплоустойчивых сталей и их сварных соединений / Г. Н. Никифорчин, В. А. Игнатов, Б. Т. Тимофеев и др. // Физ.-хим. механика материалов. — 1984.— № 4.— С. 21—28.
61. *Bala I., Tromans D.* Stress corrosion cracking of high strength HY-180 M steel — in 3.5 Pet. NaCl // Met. Trans.— 1978.— A9, N 8.— P. 1125—1132.
62. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Студент А. З.* Порог коррозионно-статической трещиностойкости как характеристика конкурентной способности различных конструкционных сплавов //Физ.-хим. механика материалов.— 1985.— № 2.— С. 20—31.

63. *Trumen J. E.* Stress corrosion cracking of martensitic and ferritic stainless steels // Int. Metals Rev.— 1981.— **36**, N 6.— P. 301—349.
64. *Speidel M. O.* Stress corrosion crack growth in austenitic stainless steel // Corrosion.— 1977.— **33**, N 6.— P. 199—203.
65. *Ford F. P., Silverman M.* Effect of loading rate on environmentally controlled cracking of sensitized 304 stainless steel in high purity water // Ibid.— 1980.— **36**, N 11.—P . 597—600.
66. *McIntyre P., Elliott D.* The role of stretch zone formation in environmentally activated crack growth in steels // The Microstructure and Design of Alloys. Proc. 3rd Int. Conf. Strength Met. and Alloys. Cambridge, 1973.— Cambridge : Brit. steel corp. Phys. metallurgy centre, 1973.— Vol. 1.— P. 456—461.
67. *Yoshimo Y.* Metallurgical influences on the hydrogen uptake by steel in $H_2S$ environment // Corrosion.— 1983.— **39**, N 11.— P. 435—444.
68. *Романив О. Н., Дудин В. А.* Влияние термической обработки на склонность к замедленному разрушению хромокремнистых сталей // Физика и химия обраб. материалов.— 1969.— № 5.— С. 6—10.
69. *Chen C., Jones E. N., Winchell P. G.* The size of martensite plates in 01 tool steel // Met. Trans.— 1978.— **A9**, N 11.— P. 1659—1661.
70. *Chen C., Thompson A. W., Bernstein T. M.* The corrosion of microstructure and stress corrosion fracture of HY-130 steelweldments // Met. Trans.— 1980.— **A11**, N 10.— P. 1723—1730.
71. *Shively J. H., Hehemann R. F., Trojano A. R.* Hydrogen permeability in a stable austenitic stainless steels // Corrosion.— 1966.— **22**, N 9.— P. 253—256.
72. *Никифорчин Г. Н., Калмыков В. В., Студент А. З.* Оценка трещиностойкости строительных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1978.— № 2.— С. 34—38.
73. *Исследование* трещиностойкости термически упрочненного стального проката в водной среде / Г. Н. Никифорчин, В. В. Калмыков, К. Ф. Стародубов и др. // Металлург. и горноруд. пром-сть. — 1977. — № 4.— С. 32—33.
74. *Sandoz G.* The effects of alloying elements on the succeptibility to stress corrosion cracking of martensitic steels in salt water // Met. Trans.— 1971.— **2**, N 5.— P. 1055—1063.
75. *Гладштейн Л. Н., Горицкий В. М., Евтушенко Н. А.* Влияние титана и бора на склонность к коррозионному растрескиванию сталей для высокопрочных болтов // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 4.— С. 91—95.
76. *Mummert K.* Zum Mechanismus des stabilen Risswachstums sowie dessen Inhibition bei der Spannungsrisskorrosion hochfester Stähle in alkalischer Lösung // Коррозия под напряжением и водородное охрупчивание. Науч. симпоз., Дрезден, 1975.— Дрезден : ЦИФТ (ГДР), 1975.— С. 386—401.
77. *Eickemeyer J.* Inhibierende Wirkung von Nitrationen auf des Risswachstum bei der Spannungsrisskorrosion eines hochfesten Stähls // Neue Hütte.— 1976.— **21**, N 5.— S. 304—308.
78. *Цирульник А. Т., Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* О возможности применения ингибиторов для повышения длительной трещиностойкости конструкционных сплавов в рабочих средах // Седьмая Всесоюз. конф. по коллоид. химии и физ.-хим. механике материалов. Секция Е. Физ.-хим. механика материалов, Минск, 1977. —Львов : Физико-мех. ин-т АН УССР, 1977.— С. 166—167.
79. *Маричев В. А.* Исследование механизма коррозионного растрескивания высокопрочных сталей: Автореф. дис. ... д-ра хим. наук.— М., 1977.— 46 с.
80. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Цирульник А. Т.* Об ингибиторной

защите высокопрочных сталей от коррозионного растрескивания на стадии распространения трещины // Физ.-хим. механика материалов, 1981.— № 1.— С. 46—53.
81. *Карпенко В. Г., Василенко И. И.* Коррозионное растрескивание сталей.— Киев Техніка, 1971.— 192 с.
82. *Ажогин Ф. Ф.* Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей.— М. : Металлургия, 1974.— 256 с.
83. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Цирульник А. Т.* О принципах ингибирования коррозионного роста трещин в конструкционных сталях при длительном статическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов.— 1987.— № 2.— С. 13—19.
84. *Бабей Ю. И., Полутранко И. Б., Зима М. Н.* Влияние комплексной защиты на циклическую трещиностойкость среднеуглеродистой стали в коррозионной среде // Там же.— 1982.— № 5.— С. 16—22.

**К гл. 11**

1. *Карпенко Г. В., Крипякевич Р. Н.* Влияние водорода на свойства стали.— М. : Металлургия, 1962.— 196 с.
2. *Морозов Л. С., Чечулин В. Б.* Водородная хрупкость металлов.— М. : Металлургия, 1967.— 256 с.
3. *Шаповалов В. Н.* Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов.— М. : Металлургия, 1982.— 232 с.
4. *Швед М. М.* Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода.— Киев : Наук. думка, 1985.— 720 с.
5. *Колачев Б. А.* Водородная хрупкость металлов.— М. : Металлургия, 1985.— 218 с.
6. *Полутранко И. Б.* Установка для получения газовой среды, стабильной по температуре, давлению и влажности // Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных матераилов.— Киев : Наук. думка, 1980.— С. 291—296.
7. *Никифорчин Г. Н., Козак Л. Ю.* О методических особенностях оценки циклической трещиностойкости конструкционных сталей в газообразных средах // Физ.-хим. механика материалов. — 1986.— № 2. — С. 69—73.
8. *Gough H. J., Sopwith D. G.* Atmospheric action as a factor in fatigue of metals // Engineering.— 1932.— 84.— P. 694—699.
9. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* О влиянии воздуха и его составляющих на циклическую трещиностойкость стали и алюминиевых сплавов // Publications of the technical university for heavy industry. Ser. C. Mashinery.— 1988.— 38.— P. 53—64.
10. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Рост усталостной трещины в вакууме и газовых средах // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 4.— С. 37—47.
11. *Ярема С. Я., Зинюк О. Д.* Циклическая трещиностойкость магниевых сплавов в вакууме, влажном и высокоосушенном воздухе // Там же.— 1986.— № 4.— С. 26—34.
12. *Влияние* вакуума и низкой температуры на скорость роста усталостных трещин в листах из магниевых сплавов / Н. М. Гринберг, В. А. Сердюк, Т. Н. Малинкина, А. С. Камышков // Там же.— 1982.— № 4.— С. 48—54.
13. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б., Ратыч Л. В.* Зависимость скорости распространения усталостной трещины от степени разрежения воздуха // Там же.— 1973.— № 3.— С. 18—23.
14. *Bradshow E. J., Wheeler C.* The effect of environment on fatigue crack growth in aluminium and some aluminium alloys //Appl. Mater. Res.— 1965.— 5.— P. 112—120.

15. *Böhmer M., Munz D.* Das Dauerschvingverhalten metallischer Werkstoffe im Vacuum und in verschidenen Gasatmosphären // Metall.— 1970.— **24**.— S. 446—455, 857—863.
16. *Marcus H. L., Williams J. C., Paton N. E.* The influence of gaseous environments on corrosion fatigue // Corrosion Fatigue : Chemistry, Mechanics and Microstructure, Connecticut, 1972.— Houston : NACE-2, 1972.— P. 346—358.
17. *Hudson C. M., Sevard S. K.* A literature review and inventory of the effects of environment on the fatigue behaviour of metals // Eng. Fract. Mech.— 1976.— 8.— P. 315—329.
18. *Stewart A. T.* The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near threshold stress intensities in low-alloy steel // Ibid.—1980.— **13**.— P. 463—478.
19. *Джонсон Г.* Влияние среды на разрушение высокопрочных материалов // Разрушение.— М. : Мир, 1976.— Т. 3.— С. 727—775.
20. *Романив О. Н., Вольдемаров А. В., Никифорчин Г. Н.* О факторах акселерации роста трещин при коррозионной усталости высокопрочных сталей // Физ.-хим. механика материалов.— 1980.— № 5.— С. 21—27.
21. *Lukaš P., Kunz L., Bartoš J.* Influence of the gaseous environment on fatigue crack propagation in an austenitic steel // Mater. Sci. and Eng.— 1982.— **56**, N 1.— P. 11—18.
22. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов.— М. : Металлургия, 1986.— С. 294.
23. *Gerberich W. W., Yu W.* Hydrogen interactions in fatigue crack thresholds // Fract. probl. and Solut. Energy Indust. Int. Proc. 5th Can. Fract. Conf. Probl.— Winnipeg : Atomic Energy of Canada, 1982.— P. 39—50.
24. *Suresh S., Moss C. M., Ritchie R. O.* Mechanistic dissimilarities between environmentally influenced fatigue crack propagation at near threshold and higher growth rates in lower strength steels // Metal Sci.— 1982.— **16**, N 11.— P. 529—539.
25. *Мак-Интайр П.* Взаимодействие водорода со сталью в процессе циклического нагружения // Коррозионная усталость металлов: Тр. I советско-англ. семинара, Львов, 1980.— Киев : Наук. думка, 1982.— С. 121—147.
26. *Smith P., Stewart A. T.* Effect of aqueous and hydrogen environment on fatigue crack growth in 2Ni—Cr—Mo—V rotor steel // Metal Sci.— 1979.— N 3.— P. 429—435.
27. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Козак Л. Ю.* Циклическая трещиностойкость конструкционных сталей в газообразном водороде // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 5.— С. 3—15.
28. *Брэзил Р., Симмонс Г., Вей Р.* Распространение усталостной трещины в стали, содержащей 2,25 % хрома и 1 % молибдена, в условиях воздействия газов, содержащих водород // Теорет. основы инж. расчетов.— 1979.— **101**, № 3.— С. 22—28.
29. *Surésh S., Zamiski G. F., Ritchie R. O.* Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behaviour // Met. Trans.— 1981.— **12A**.— P. 1435—1443.
30 *О механизме* влияния водорода на развитие усталостной трещины в конструкционных сталях / М. Н. Георгиев, Г. Н. Никифорчин, Н. Я. Межова и др. // Физ.-хим механика материалов.—1988.—№ 3.— С. 39 — 42 .
31. *Liaw P. R., Hudak S. J. Jr., Donald J. K.* Influence of gaseous environments on rates of near-threshold fatigue crack propagation in Ni—Cr—Mo—V steel // Met. Trans.— 1982.— **13A**, N 9.— P. 1633—1645.
32. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Козак Л. Ю.* Структурная чувствительность циклической трещиностойкости роторной стали в газообраз-

ном водороде // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 5.— С. 20—26.
33. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристиках циклической трещиностойкости материалов // Пробл. прочности.— 1981.— № 9.— С. 20—28.
34. *A contribution* to the study of the influence of environment on the crack growth rate of high-strength aluminium alloys in fatigue / J. Petit, B. Bouchet, C. Gasc, J. de Fonquet // Adv. Res. Strength Fract. Mater. 4th Int. Conf. Fract., Waterloo, 1977.— New York e. a. : Pergamon press, 1978.— P. 867—872.
35. *Grinberg N. M.* The effect of vacuum on fatigue crack growth // Int. J. Fatigue.— 1982.— 4, N 2.— P. 83—95.
36. *Чаевский М. И.* Эффект адсорбционного пластифицирования и сопутствующие ему явления в изменении механических свойств металлов // Влияние рабочих сред на свойства материалов.— Киев : Изд-во АН УССР, 1963.— Вып. 2.— С. 7—23.
37. *Попович В. В.* Адсорбционное облегчение деформирования и разрушения железа в присутствии водорода // Физ.-хим. механика материалов.— 1981.— № 6.— С. 36—38.
38. *Похмурский В. И., Билый Л. Н.* Кинетика усталостных трещин в железе при электролитическом наводороживании // Там же.— 1984.— № 6.— С. 45—48.
39. *Romaniv O. N., Tkach A. N., Nikiforchyn G. N.* The influence of microstructure and environment on the near-threshold crack propagation in iron-based alloys // Proc. 6th Int. Symp. High purity materials in science and technology. Dresden, May 6—10 1985. — Dresden : Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstofforschung AdW der DDR, 1985.— Vol. 3.— S. 179—195.
40. *Романив О. Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 1.— С. 106—116.
41. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Влияние закрытия и геометрии усталостных трещин на структурную чувствительность припороговой усталости сталей // Там же.— 1984.— № 1.— С. 71—77.
42. *Рост* усталостных трещин в конструкционных сталях при повышенных температурах / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Ю. Н. Ленец, А. А. Попов // Там же.— 1986.— № 2.— С. 43—50.
43. *Clark G., Pickard A. C., Knott J. F.* A note on the effects of stress intensity and frequency on the occurence of intergranular facets during the fatigue of a low alloy steel // Eng. Fract. Mech.— 1976.—8, N 1.— P. 449—451.
44. *Кинетика* и механизм роста коррозионно-усталостных трещин в сталях ферритно-перлитного класса. Высокопрочные стали с мартенситной структурой / О. Н. Романив, Г. Н. Никифорчин, Ю. В. Зима, А. В. Вольдемаров // Физ.-хим. механика материалов.— 1983. — № 1.— С. 29—39.
45. *Зима Ю. В., Козак Л. Ю.* Фрактографические аспекты циклической трещиностойкости стали 35ХН3МФА в вакууме, воздухе и водороде // Там же.— 1986.— № 3.— С. 50—58.
46. *Ткачев В. Н., Яцюк Р. А.* Влияние водорода на скорость роста усталостной трещины в стали 40Х // Там же.— 1980.— № 6.— С. 103—104.
47. *Nelson H. G.* On the mechanism of hydrogen-enhanced crack growth in ferritic steels//Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Behav. Mater., Boston (Mass.), 1976.— Boston : American Society for Metals, 1976.— Vol. 1.— P. 690—694.

## К гл. 12

1. *Прочность* при малоцикловом нагружении / С. В. Серенсен, Р. М. Шнейдерович, А. П. Гусенков и др.— М. : Наука, 1975.— 286 с.
2. *Прочность* конструкций при малоцикловом нагружении / Н. А. Махутов, А. З. Воробьев, М. М. Гаденин и др.— М. : Наука, 1983.— 272 с.
3. *Махутов Н. А.* Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность.— М. : Машиностроение, 1981.— 272 с.
4. *Поля* деформаций при малоцикловом нагружении / С. В. Серенсен. Р. М. Шнейдерович, Н. А. Махутов и др.— М. : Наука, 1979.— 278 с.
5. *Гусенков А. М.* Прочность при изометрическом и неизотермическом малоцикловом нагружении.— М. : Наука, 1979.— 296 с.
6. *Механика* малоциклового разрушения / Н. А. Махутов, М. И. Бурак, М. М. Гаденин и др.— М. : Наука, 1986.— 264 с.

## К гл. 13

1. *Андрейкив А. Е.* Пространственные задачи теории трещин.— Киев : Наук. думка, 1982.— 348 с.
2. *Щахупянц Г. М.* Расчеты верхнего строения пути.— М. : Трансжелдориздат, 1959.— 210 с.
3. *Шур Е. А.* Повреждения рельсов.— М. : Транспорт, 1971.— 110 с.
4. *Расчет* коэффициентов интенсивности напряжений для внутренней поперечной трещины в головке рельса / А. Е. Андрейкив, Е. А. Шур, И. Н. Панько и др. // Физ.-хим. механика материалов.— 1980.— № 1.— С. 95—98.
5. *Рыбак Т. И.* Методы оценки несущей способности и долговечности машин для химической защиты в растениеводстве.— Киев : Наук. думка, 1985.— 232 с.
6. *Целиков А. И.*, *Зюзин В. И.* Современное развитие прокатных станов.— М. : Металлургия, 1972.— 400 с.
7. *Дарчук А. И.* Приближенное определение коэффициента интенсивности напряжений при наличии внутренних напряжений // Физ.-хим. механика материалов.— 1984.— № 6.— С. 108—111.
8. *Оценка* трещиностойкости крупных опорных валков прокатных станов при циклическом нагружении / В. А. Зазуляк, А. И. Дарчук, А. М. Легун и др. // Там же.— 1985.— № 4.— С. 93—95.
9. *Трещиностойкость* материала крупных опорных валков прокатных станов./ В. А. Зазуляк, А. М. Легун, С. Е. Ковчик и др. // Там же.— 1984.— № 5.— С. 95—96.
10. *Панасюк В. В.* Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.— Киев : Наук. думка, 1968.— 246 с.
11. *Черепанов Г. П.* Пластические линии разрыва в конце трещины // Прикл. математика и механика.— 1976.— 40, № 4.— С. 720—728.
12. *Стадник М. М.*, *Дидух И. В.*, *Хитров В. Н.* Об одном подходе к определению долговечности труб с поверхностными трещинами при воздействии циклических нагрузок и температурных полей // Трещиностойкость материалов и элементов конструкций : Тез. докл. II Всесоюз. симпозиума по механике разрушения, Житомир, 15—17 окт. 1985. — Киев : Ин-т проблем прочности, 1985.— Т. 3.— С. 81.
13. *Стадник М. М.* Метод эквивалентных состояний для приближенного определения раскрытия трещины // Физ.-хим. механика материалов.— 1986.— № 6.— С. 114—116.
14. *Андрейкив А. Е.*, *Панасюк В. В.*, *Стадник М. М.* К вопросу об опре

делении коэффициентов интенсивности напряжений в твердых телах с трещинами // Пробл. прочности.— 1974.— № 6.— С. 45—50.
15. *Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Стадник М. М.* Метод граничной интерполяции в задачах механики разрушения // Физ.-хим. механика материалов.— 1983.— № 1.— С. 3—12.
16. *Irwin G. R.* The crack extension force for a partthrough crack in a plate // Trans. ASME : J. Appl. Mech.— 1962.— **29**, N **4**.— P. 651—654.
17. *Панасюк В. В., Саврук М. П., Дацишин О. П.* Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках.— Киев : Наук. думка, 1976.— 444 с.
18. *Newman J. C., Ragu I. S.* An empirical stress intensity factor equation for the surface crack // Int. J. Fract. Mech.— 1981.— **15**, N 1—2.— P. 185—192.
19. *Howard J. C., Otter N. R.* On the elastic-plastic deformation of a sheet containing an edge crack // J. of the Mech. and Physics of Solids.— 1975.— **23**, N 2.— P. 139—149.
20. *McMeeking R. M.* Finite deformation analysis of crack tip opening in eleastic matrials and implications for fracture // Ibid.— 1977.— **25**, N 2.— P. 357—382.
21. *Поляков С. Н., Нагульникова Л. М.* О методике анализа истинных диаграмм растяжения // Завод. лаб.— 1969.— № 3.— С. 347—349.
22. *Симинькович В. Н., Хитров В. Н., Дзюба И. Р., Озеров Ю. А.* Циклическая трещиностойкость конструкционных сталей при двухосном нагружении // Трещиностойкость материалов и элементов конструкций: Тез. докл. II Всесоюз. симпозиума по механике разрушения, Житомир, 15—17 окт, 1985,— Киев : Ин-т проблем прочности, 1985.— Т. 3.— С. 80.

# ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ


Автокаталитический рост закрытия трещины 406
Адсорбционная усталость 543—545
Аналитическое описание КДУР 320, 321, 465—471
Анизотропия усталости 119—121
Бороздки усталости 131, 138—142, 146, 147, 151—155, 354, 356, 358
— — вязкие 136, 137
— — хрупкие 136, 137
Борозчатый квазискол 137, 138, 148, 149
Ветвление трещины 428, 442, 443, 483, 484, 498—500, 546
Влияние на закрытие трещин:
асимметрии цикла 329, 412, 413, 439
масштабного фактора 354, 357, 416—419
нестационарного нагружения 330, 419
окружающей среды 428, 443, 444, 533—536
размаха КИН 411
структуры материала 420—424
температуры испытаний 343, 351, 414—416, 419
частоты нагружения 333, 413, 414, 443
эффекта коротких трещин 365
Влияние на коррозионную усталость:
концентрации напряжений 58
малоциклового нагружения 57
масштабного фактора 57, 58
остаточных напряжений 59, 477
состояния поверхностного слоя 58, 477
структуры сталей 55, 56
упрочняющих обработок 58, 477
условий нагружения 56, 57
Влияние на усталость:
асимметрии цикла 29—32
вида напряженного состояния 38—40
концентрации напряжений 42—44, 66, 67
масштабного фактора 44—48
механической обработки 48—53
низких температур 35—37
остаточных напряжений 49—51, 65, 66
поверхностного упрочнения 48—53
повышенных температур 37, 38
формы образца 41
фрикционной упрочняющей обработки 53
частоты нагружения 32, 34, 57
Влияние на ход и конфигурацию КДУР:
высокого и низкого отпуска в стали 382, 384, 394, 396, 434, 435
деформационного двойникования 379, 380, 384
содержания углерода в связи с термообработкой 381, 382, 394, 397
температуры испытаний 345, 394
Влияние на циклическую трещиностойкость:
асимметрии цикла 185—188, 325, 435, 439, 440, 611—614
геометрии образцов 183—185, 354—358
закрытия трещин 329, 443, 444
коротких трещин 359, 391, 392, 419
нестационарного нагружения 192—194, 329—333, 419
низких температур испытаний 191, 337, 419
повышенных температур испытаний 191, 351, 414—416, 440, 441
размера образцов 354, 416—419
состава окружающей среды 191, 329, 333, 436, 437, 453, 454, 522—527

структурного состояния 328, 368, 455
формы цикла 190, 333, 353, 436
частоты нагружения 188—190, 333, 435, 436, 438, 439, 607, 625
электрохимической ситуации в вершине трещины 447—451
Гипотезы (концепции) усталости:
адсорбционно-электрохимическая 54
вакансионная 121
гистерезисная 41
градиентальная 130
дислокационная 121
механические 126
статистическая 41, 42, 129
структурная порогов усталости 544—546
физические 121
физического предела выносливости 123—126
Диаграмма дислокационных структур, образующихся при усталости 80
— кинетическая растрескивания 482, 486, 498—503
— обобщенная усталостной повреждаемости 93
— предельных амплитуд напряжений (Д. Гудмена) 30, 31
— — напряжений (Д. Смита) 29—31
— пространственная циклической трещиностойкости 463—465
— трещиностойкости В. С. Ивановой 157—161
— усталости полная 17
— циклического деформирования 70, 71, 556—558
Закономерности формирования порогов усталости 388—392, 446, 447, 455—461, 538—546
Задержка трещины — см. Скорость РУТ: влияние нестационарности условий испытания
Закрытие трещин 175—177, 420, 443, 444, 533—536
Замедленное (задержанное) разрушение 60—63
Зарождение трещин усталости 163, 164
— — — в полосах скольжения 86, 88
— — — под упрочненным слоем 85
— — — у неметаллических включений 89, 90
— — — у концентраторов напряжений 85
— — — у частиц второй фазы 85, 89
Ингибиторы роста трещин 475—477, 519—521
Интрузии 86
Испытания на циклическую трещиностойкость:
виды 229
нормативно-технические документы 227
область применимости 228
планирование 303—309
понижение КИН цикла 304—306
проведение 309—313
протокол 321—324
стабилизация КИН цикла 269—276
сущность 227
условия 303
Испытательное оборудование:
низкотемпературная камера 290, 291
приспособления для нагружения и крепления образцов 276—285
— для предотвращения выпучивания образцов 309, 310
установка для регулирования параметров воздушной среды 285—290
Кинетическая диаграмма растрескивания 64, 482, 486, 498—503
Кинетические диаграммы усталостного разрушения 19, 20, 179—181, 228, 325, 465, 466, 527, 528
— — — — аномалии 181—183
— — — — инвариантные 450, 451, 550, 551
— — — — исходные положения 164, 165
Количественный фрактографический анализ 148, 149, 151—155, 445
Короткие трещины 172—176, 359—367
Коррозионное растрескивание 60, 63—65
Коррозионно-статическая трещиностойкость:
влияние прочности и структуры сталей 500—503
— состава среды 515, 516

методы определения 478—483, 485—489
механизмы роста трещин 490—495
морфология трещин 483—485
способы повышения 516—521
Коррозионно-циклическая трещиностойкость алюминиевых сплавов 453, 454
— — высокопрочных сталей 434—437
— — конкурентные возможности различных сплавов 461—463
— — нержавеющих сталей 441, 442
— — реакторных сталей 440, 441
— — сталей низкой и средней прочности 438—442
— — титановых сплавов 452, 453
Коэффициент интенсивности напряжений:
определение 165
при коррозионно-статическом нагружении 480—482
применимость как параметра разрушения 170
Коэффициент концентрации напряжений:
теоретический 565—568, 578
эффективный 36
Коэффициент циклической прочности 104, 113, 118, 126
Критерий подобия В. С. Ивановой 157—161
Критерий склонности материалов к низкотемпературному охрупчиванию 348
Линии усталости 135, 155, 156
— Френча 93
Макрофрактография усталостного разрушения 131—135, 155, 156
Масштабный эффект механической усталости 44—48
— — коррозионной усталости 57, 58
— — коррозионно-статической трещиностойкости 496—498
Математическая модель РУТ — см. Скорость РУТ: уравнения
Машины испытательные
для изгиба с вращением 20—22
с инерционным силовозбуждением 23—25
с гидравлическим приводом 25, 26
с нагружением постоянной силой 20, 21
с кривошипным механизмом 23
требования 272, 273
Метод Френча 93
Методы измерения длины трещины:
акустической эмиссии 304
визуальный 292,293
вихревых токов 302
датчиков последовательного разрыва 296
разности электрических потенциалов 296—300
требования 292
ультразвуковой 301, 302
упругой податливости 293—296
фрактографический 300, 301
электроиндуктивный 302
Механизм Элбера 402, 403
Механический гистерезис 68—73
Микротрещины усталости 87, 88, 94, 95
Микрофрактографические образования:
бороздки вязкие 135, 136, 393
— кристаллографические 146—148
— хрупкие 135, 136, 393
— усталости 135—137, 151—155, 393
борозчатый квазискол 137, 148, 149
вязкий скол 138, 140, 147, 148
внутризеренный скол 138, 150, 155, 393
квазискол 150
межзеренный скол 147—150, 155
перлитная полосчатость 150, 152
строчечность 145—148
траковые следы 137—139
ямочный отрыв 149, 150, 155
Модели для оценки кинетики коррозионно-усталостного субкритического роста трещин:
Герберича 466, 467
двухобластного влияния 468
конкуретных процессов 468, 469
линейной суперпозиции 466—468
процессов взаимодействия 469

функционально-аддитивная 469—471
Модели Анселла и Ленелла 108, 109
— Екобори 90
— Лерда — Смита 139, 140
— Неймана 88
— Панасюка — Леонова 618
— Орована 108, 109
— Форсайта и Ридера 140
Обработка результатов испытаний на ЦТ:
аналитическое описание КДУР 320,321
вычисление скорости РУТ 314, 315
определение характеристик ЦТ 318—320
построение КДУР 316, 317
Образцы для испытаний:
на длительную статическую трещиностойкость 479
на усталость 27
на циклическую трещиностойкость 230—258, 265, 271
выбор формы и размеров 262—265, 269
конструкция 234—242
нанесение начальной трещины 260—262
обозначение 231—234
технология изготовления 241, 242, 258
требования 230, 262
формулы для вычисления КИН 244—257
характеристика 265—272
Параметр разрушения:
коэффициент интенсивности напряжений 176, 177
раскрытие в вершине трещины 195, 196
эффективный размах КИН 175, 176, 195
$J$-интеграл 196
Период зарождения трещины 94, 96, 99
Пластическая зона у фронта трещины:
статическая 167—169
циклическая 169, 404, 446
Пороги коррозионно-статической трещиностойкости 480 — 482, 503—516
— коррозионно-циклической трещиностойкости 455—461
Прогнозирование ресурса изделий с трещинами:
долговечность железнодорожных рельсов 597
—рам сельхозмашин 604
—труб 617
несущая способность валков прокатных станов 607
общие вопросы 592—597
Раскрытие в вершине трещины — см. Параметр разрушения
Сверхвыносливые сплавы 113—116
Скорость роста усталостной трещины:
влияние асимметрии цикла 185—188, 325—329
— нестационарности условий испытания 192, 193, 195, 329—333
— окружающей среды 177—179, 191, 427—477
— размеров и формы образца 183, 184, 354—358
— структурных факторов 368—400
— температуры 151, 337—354
— формы цикла 190, 191, 333, 334
— частоты циклов 188—190, 333—337
методы определения 197—199
рассеяние 193, 194
уравнения 164—166, 199—208, 220—226
Способы повышения коррозионно-циклической трещиностойкости:
ингибиторные 475—477
структурные 472, 473
технологические 477
электрохимические 473—475
Стадии усталостного разрушения 18, 94, 95, 131, 162—169
Строение усталостных изломов 131
Структурные факторы циклической прочности:
размер зерна 105—107
вторичное твердение 107, 112
гетерофазные структуры 109
двухфазные структуры 109, 110
дисперсионное упрочнение 107, 108
твердорастворное упрочнение 107, 112
термомеханическая обработка 104, 111, 116

чистота по неметаллическим включениям 111
Структурные факторы циклической трещиностойкости:
величина зерна 368—371, 393
внутренние напряжения в мартенсите 386—388
дисперсионное упрочнение 380
роль деформационного двойникования 379
роль термического упрочнения 381—385
содержание углерода в стали 381—385, 397
твердорастворное упрочнение 379
упрочнение холодным наклепом 371, 378, 394, 395
Структурный анализ КДУР:
для высокоамплитудного участка 399, 400
для среднеамплитудного участка 392—399
роль двухфазности 397
роль неметаллических включений 397
Траковые следы 137—139, 401
Трещина Форсайта 95, 99
Трещиностойкость сплавов в воздухе 522—525
— — в газообразном водороде 527—532
— — в инертных газах 525, 529, 531, 532
— — влияние влаги 524, 525
— — механизмы влияния 542—548
— — роль структурных факторов 536—542
— — учет ЗТ 533—536
Устойчивые полосы скольжения 83, 84
Уравнения асимметрии цикла для прогнозирования влияния на ЦТ 326
— долговечности при малоцикловой усталости 77
— Мэнсона — Коффина 76
Усталость адсорбционная 54
— водородная 54
— коррозионная 53, 55
— малоцикловая 55
— многоцикловая 55
Физический предел выносливости 16, 55
Характеристики циклической трещиностойкости:
графическое определение 224 225
дополнительные $K_{1-2}(\Delta K_{1-2})$, $K_{2-3}$ $(\Delta K_{2-3})$ 220
критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{fc}$ 217—220, 228
параметры $n$ и $K^*$ 208—212, 229
пороговый КИН $K_{th}$ $(\Delta K_{th})$ 217—220, 228, 594, 612—615
экспериментальное определение 311, 312
Храповый узор 135, 156
Циклическая прочность алюминиевых сплавов 117—119
— — закаленных сталей 110
— — легированных сталей 111
— — литых сплавов 116, 117
— — магниевых сплавов 118
— — мартенситостареющих сталей 112
— — метастабильных аустенитных сталей 112
— — титановых сплавов 118
— — чугуна 116, 117
Циклическая повреждаемость 85—87
Циклически вязкие материалы 91—93
Циклически разупрочняющиеся материалы 71, 73, 81
Циклически упрочняющиеся материалы 71, 72, 79—81
Циклически хрупкие материалы 91—93
Циклический предел текучести 93
Циклический предел упругости 73—76
Шаг усталостной бороздки 151—155
Эволюция дислокационной структуры:
малоцикловой области 85
многоцикловой области 83
материалов с высокой ЭДУ 80, 83, 85, 143, 144
материалов с низкой ЭДУ 80, 85, 143, 144
Экструзии 86
Электрохимическая ситуация в вершине трещины 428, 430—434, 447—451, 493
Эффективные КИН (методы определения) 428—430, 485—487
Ячеистая дислокационная структура 80—82, 143, 144

СПРАВОЧНОЕ ИЗДАНИЕ

# МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

Справочное пособие

Том 4

РОМАНИВ ОЛЕГ НИКОЛАЕВИЧ
ЯРЕМА СТЕПАН ЯКИМОВИЧ
НИКИФОРЧИН ГРИГОРИЙ НИКОЛАЕВИЧ
МАХУТОВ НИКОЛАЙ АНДРЕЕВИЧ
СТАДНИК МИРОН МИХАЙЛОВИЧ

## Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов

Оформление художника *В. Г. Самсонова*
Художественный редактор *А. В. Косяк*
Технический редактор *А. М. Капустина*
Корректоры *Л. С. Трилевич, Т. Я. Чорная, Л. Н. Регета, П. С. Бородянская*

ИБ № 9765

Сдано в набор 24.10.88. Подп. в печ. 02.02.90. БФ 02015.
Формат 84×108/32. Бум тип. № 1 Лит гарн Выс. печ.
Усл. печ. л. 35,7. Усл. кр.-отт. 35,7. Уч.-изд. л. 50,75.
Тираж 4000 экз Заказ 8-794. Цена 3 р. 60 к.

Издательство «Наукова думка».
252601 Киев 4, ул. Репина, 3.

Киевская книжная типография научной книги.
252004 Киев 4, ул. Репина, 4.